

# 粉末冶金铁基材料的疲劳性能研究现状

吴灵芝<sup>1)</sup>, 尹海清<sup>1,2,3)</sup>✉, 张聪<sup>1)</sup>✉, 张瑞杰<sup>1,3)</sup>, 王永伟<sup>1)</sup>, 姜雪<sup>1,2,3)</sup>, 曲选辉<sup>2,3,4,5)</sup>✉

1)北京科技大学钢铁共性技术协同创新中心, 北京 100083 2)北京材料基因工程高精尖创新中心, 北京 100083 3)北京科技大学北京材料基因工程重点实验室, 北京 100083 4)北京科技大学新材料技术研究院, 北京 100083 5)现代交通金属材料与加工技术北京实验室, 北京 100083

✉通信作者, E-mail: hqyin@ustb.edu.cn (尹海清); zhangcong@ustb.edu.cn (张聪); quxh@ustb.edu.cn (曲选辉)

**摘要** 粉末冶金铁基材料以其短流程、近终成形及组织均匀性等特点, 在绿色低碳发展阶段的汽车、机械、航空航天等领域具有更广泛的应用前景。然而, 疲劳性能成为制约粉末冶金铁基材料深度发展的瓶颈。本文全面总结了国内外粉末冶金材料疲劳的研究现状, 剖析了影响粉末冶金材料疲劳性能的影响因素及其作用机理, 重点探究了改善粉末冶金铁基材料疲劳性能的潜在方法, 为提高粉末冶金铁基材料的疲劳性能奠定理论基础。

**关键词** 粉末冶金; 疲劳性能; 表面优化; 显微组织调控; 缺陷

**分类号** TF125.1

## Research Progresses of Fatigue Properties of Iron-Based Powder Metallurgy Materials

Lingzhi Wu<sup>1,2)</sup>, Haiqing Yin<sup>1,2,3)</sup>✉, Cong Zhang<sup>2)</sup>✉, Ruijie Zhang<sup>2,3)</sup>, Yongwei Wang<sup>2)</sup>, Xue Jiang<sup>1,2,3)</sup>, Xuanhui Qu<sup>1,3,4,5)</sup>✉

- 1) Collaborative Innovation Center of Steel Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China
- 2) Beijing Advanced Innovation Center for Materials Genome Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China
- 3) Beijing Key Laboratory of Materials Genome Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China
- 4) Institute for Advanced Materials and Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China
- 5) Beijing Laboratory of Metallic Materials and Processing for Modern Transportations, Beijing 100083, China

✉Corresponding author, E-mail: hqyin@ustb.edu.cn (Yin); zhangcong@ustb.edu.cn (Zhang); quxh@ustb.edu.cn (Qu)

**ABSTRACT** Powder metallurgy (PM) iron-based materials, with their characteristics of short production processes, near-net-shape forming, and uniform microstructure, hold a broader application prospect in the fields of automotive, mechanical, and aerospace industries during the green and low-carbon development phase. However, fatigue performance has become a bottleneck restricting the in-depth development of PM iron-based materials. This paper comprehensively summarizes the current state of research on the fatigue of powder metallurgy materials both domestically and internationally, dissects the factors affecting the fatigue performance of PM materials and their mechanisms of action, and focuses on exploring potential methods to improve the fatigue properties of PM iron-based materials, laying a theoretical foundation for enhancing the

**KEY WORDS** Powder Metallurgy; Fatigue Properties; Surface Optimization; Microstructure Control; Defects

粉末冶金是以金属粉末为原料,通过混粉-压制成形-烧结等工艺制备机械零件的一种工艺,具有高效低耗、材料利用率高、材料组织均匀等一系列优点,在航空、航天、汽车等工业领域应用广泛<sup>[1]</sup>。然而粉末冶金材料因孔隙、表面粗糙等问题严重制约粉末冶金材料的疲劳性能<sup>[2]</sup>。粉末冶金材料的疲劳破坏是工程应用中的重大问题<sup>[3, 4]</sup>,因此对粉末冶金材料的疲劳行为进行深入研究,是当前该领域的一项重要任务<sup>[5, 6]</sup>。

本文全面总结了粉末冶金零件,尤其是铁基材料疲劳性能的研究现状,重点分析了表面粗糙度、孔隙率、显微组织和内部缺陷等因素对零件疲劳性能的影响,并对提高粉末冶金材料疲劳性能的改善措施进行了分析和展望。

## 1. 疲劳的分类

按照疲劳经典定义,疲劳可分为三大类:低周疲劳(Low-cycle fatigue, LCF),高周疲劳(High-cycle fatigue, HCF),超高周疲劳(Very-high-cycle fatigue, VHCF)。低周疲劳(LCF)是在材料经历较少的循环次数就发生失效,通常低于 $10^4$ - $10^5$ 次,由于应力超过弹性极限,有应变产生较大的塑性变形,也常称为应变疲劳<sup>[7]</sup>。高周疲劳(HCF)<sup>[8]</sup>是指材料在至少经历 $10^4$ 次循环,通常在 $5 \times 10^4$ - $10^7$ 之间。在高周疲劳中,裂纹的产生和发展主要是由于重复应用的应力导致的微观结构变化,如位错运动和晶界作用。裂纹的产生占据疲劳寿命的大部分时间,而裂纹扩展期相对较短。这个阶段的疲劳强度变化趋势、裂纹萌生方式以及裂纹扩展特征是研究的重点。超高周疲劳(VHCF)<sup>[9]</sup>是指在循环载荷作用下,合金材料发生裂纹萌生、扩展直至断裂的周次在 $10^7$ 以上的过程。这个阶段的研究关注于裂纹萌生和初始扩展的机理、特征参量以及描述这些现象的模型。

## 2. 粉末冶金材料疲劳性能研究现状

目前国内外对粉末冶金铁基材料疲劳行为研究较少,以“粉末冶金”、“铁基材料”、“疲劳”为检索词,通过中国知网、Web of Science 和 Elsevier Science Director 等途径检索中英文期刊,共发现 17 篇,学位论文 5 篇,数量远远不够。鉴于此,扩大检索范围借鉴粉末冶金其他材料,包括粉末冶金高温合金、粉末冶金钛合金、粉末冶金铝合金和粉末冶金高熵合金,同时也包括增材制造(Additive Manufacturing, AM)领域,可检索到文献数量接近 100 篇。故针对粉末冶金(包括增材制造)及其他合金材料的疲劳特性研究进行总结与回顾,旨在从材料角度描述影响粉末冶金零件疲劳的共性问题及可能改善策略。

### 2.1 表面粗糙度与孔隙率的影响

对于粉末冶金材料,高表面粗糙度和孔隙都不可避免<sup>[10, 11]</sup>。大量研究<sup>[12, 13]</sup>表明表面粗糙度对金属的疲劳性能有不利影响,由于表面缺陷处的高应力强度,粗糙表面为疲劳裂纹提供了形核位置,加速了疲劳裂纹的萌生/扩展,导致金属材料疲劳寿命下降<sup>[10, 13]</sup>。由于合金表面粗糙度过大时,试样表面容易产生疲劳裂纹,疲劳性能大幅下降<sup>[14]</sup>,反之,当减小试样表面粗糙度时,疲劳性能显著改善。Klas 等<sup>[15]</sup>研究了增材制造 316L 不锈钢的疲劳性能,发现在低载荷下疲劳由表面粗糙度引起,在高载荷下疲劳由内部孔隙引起。

材料中的孔隙也是影响疲劳性能的关键因素,孔隙和微裂纹等缺陷会成为应力集中的源头,促进疲劳裂纹的萌生<sup>[16]</sup>,降低粉末冶金材料的疲劳强度<sup>[17, 18]</sup>。Lu 等<sup>[19]</sup>研究了铁基粉末冶金小模量齿轮的滚动接触疲劳性能,结果表明,微孔诱发的亚表面裂纹是粉末冶金齿轮在滚动接触过程中剥落的主要原因,裂纹在相邻孔隙之间扩展,降低了整体疲劳寿命。增材制造零件的疲劳寿命主要取决于气孔<sup>[20]</sup>,孔隙对电子束熔化增材制造 Ti-6Al-4V 疲劳寿命的影响如图 1 所示,图中圆圈的大小和颜色表示孔隙的大小,大小以面积的平方根表

示。Zhan 等<sup>[21]</sup>发现影响增材制造钛合金疲劳特性的主要原因是孔隙率的影响，在增材制造微观组织保留原始打印微观组织状态下，降低孔隙率，使得拉-拉疲劳强度从原始态的 475 MPa 提升至 978 MPa，增幅高达 106%。

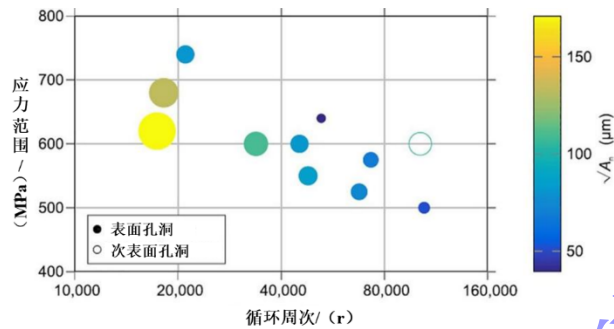


图 1 孔隙对 Ti-6Al-4V 疲劳寿命的影响<sup>[20]</sup>

Fig.1 The effect of porosity on the fatigue life of Ti-6Al-4V<sup>[20]</sup>

## 2.2 晶粒尺寸的影响

细化晶粒可以提高材料的屈服强度和抗拉强度<sup>[22]</sup>，同时提高疲劳寿命。对于疲劳性能，晶粒尺寸影响疲劳裂纹的扩展速率<sup>[23]</sup>，且细小的晶粒可以有效地分散应力，减少局部应力集中，从而延缓疲劳裂纹的形成和扩展<sup>[24]</sup>。

Wang 等<sup>[23]</sup>研究了三种不同晶粒尺寸的 CoCrFeMnNi 合金的疲劳裂纹萌生机制，结果表明裂纹萌生过程受晶粒尺寸的影响显著。Tian 等<sup>[25]</sup>研究了 CoCrFeMnNi 高熵合金的高周疲劳行为，通过不同的冷轧和退火处理得到超细晶高熵合金（晶粒尺寸~0.65 μm）和粗晶高熵合金（晶粒尺寸~30 μm）。结果表明细化晶粒尺寸可提高合金的疲劳强度约 40%。Diller 等<sup>[26]</sup>研究了激光粉末床熔合 316L 表面处理和热处理对其疲劳性能的综合影响，进行了 6 种不同表面和热处理参数设置的疲劳试验，结果表明晶粒尺寸对疲劳寿命的影响是主要因素，其次是表面粗糙度，最后为表面残余应力。在高强度钢和铝合金中，超高周疲劳时夹杂物周围的细颗粒区被确定为断口表面裂纹开裂的特征区域。Pan 等<sup>[27]</sup>首次报道了增材制造-AlSi10Mg 合金孔隙在疲劳裂纹萌生中起着关键作用，发现在应力比  $R < 0$  或  $R > 0$  的平均应力范围内，不同材料的细晶粒区行为几乎相同。细晶粒区微观结构具有 Si 重排和晶界转变的纳米晶粒层，这一过程承担了超高周疲劳的绝大部分寿命。

## 2.3 相组成的影响

粉末冶金铁基材料的疲劳性能不仅与表面质量和晶粒尺寸有关，相分数也对疲劳性能有一定的影响<sup>[28]</sup>。合金优化是一个重要手段，在主要添加合金元素 Cu、Mo、Ni 和 Cr 中，Mo 降低了含 Ni 粉末冶金钢的韧性，Cr 和 Ni 提高了含 Ni 粉末冶金钢的冲击韧性和拉伸强度<sup>[29]</sup>，但 Fe-Cu-Ni-Mo-C 体系的烧结材料随着 Mo 含量提高，疲劳性能有所提高，这是由于 Mo 含量提高，组织有更多的马氏体、贝氏体和碳化物<sup>[30]</sup>。例如郭等<sup>[30]</sup>发现钢的 Mo 含量质量分数由 0.50 % 增至 0.85 % 时，材料轴向抗压强度由 175 MPa 提高至 210 MPa，随着 Mo 含量增加，显微组织由珠光体逐渐向贝氏体/马氏体转变。Cu 的含量是通过改变颗粒之间的结合和形成残余奥氏体之间的平衡来优化的<sup>[31]</sup>，Ramprabhu 等<sup>[32]</sup>研究了 0 wt%，1 wt% 和 2 wt% Cu 含量对粉末冶金 0.3C-0.25Mn-0.35Mo 钢疲劳性能的影响，研究表明 Cu 的添加增强了液相烧结颗粒之间的结合，但也增加了淬火钢中残余奥氏体的含量，当 Cu 含量为 2 wt% 时，残余奥氏体含量从 6.3 % 升高为 10.8 %，残余奥氏体的存在降低了高强度钢的疲劳阈值应力强度因子<sup>[33]</sup>。也有学者添加 C 提高材料的疲劳性能，Abdoos 等<sup>[34]</sup>发现 Fe-4Ni-1.5Cu-0.5Mo 烧结材料的碳含量从 0.3 % 增加到 0.5 % 时，材料中铁素体减少，马氏体增多，

材料的轴向抗拉强度提升 50 %左右。Li 等<sup>[35]</sup>通过 Si-Zr-Er 改性 Al-Zn-Mg-Cu 合金，激光粉床熔化后其析出相有  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ 、 $\text{MgZn}_2$ 、 $\text{Mg}_2\text{Si}$  和  $\text{Al}_3(\text{Zr,Er})$ ，其抗拉强度和疲劳性能显著提高。将一些合金元素与粉末冶金相结合改善内部组织，是一种有可能改善疲劳行为的选择，但这方面工作有限。

北京科技大学的 Zhang 等<sup>[36]</sup>针对粉末冶金低合金钢通过添加不同的合金元素改变微观结构。结果表明添加 1.5 wt% Cu 促进形成低韧性珠光体，合金抗拉强度提升但韧性和疲劳性能降低，而添加 0.5 wt% Cr 促进富镍马氏体和贝氏体的形成，致密度和组织均匀性提高，从而提高拉伸强度和疲劳强度，其微观形貌见图 2。

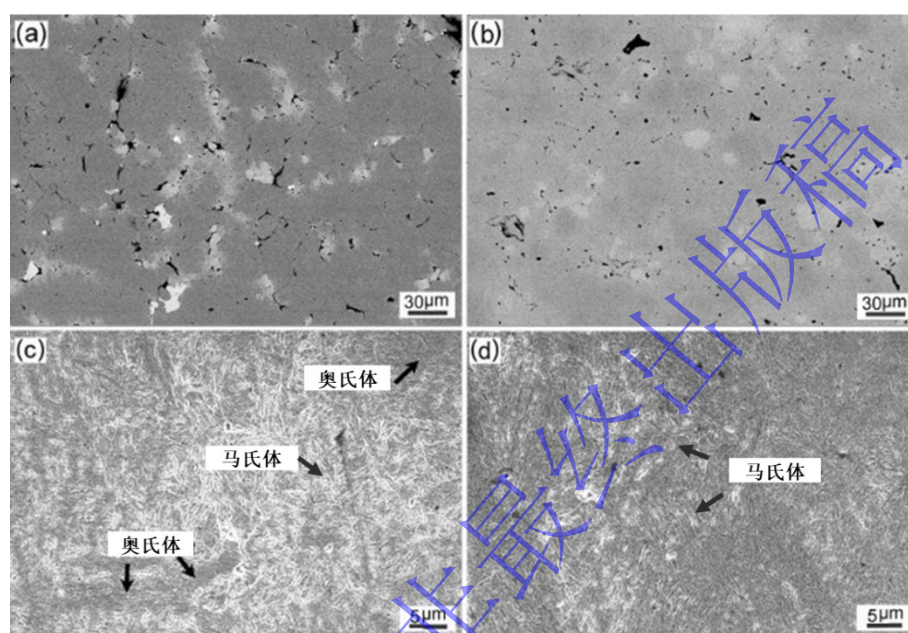


图 2 PM 钢的背散射电子图像:(a) 添加 Cu 1.5 wt% 未侵蚀表面形貌; (b) 添加 Cr 0.5 wt% 未侵蚀表面形貌; (c) 添加 Cu 1.5 wt%, 侵蚀后显微组织; (d) 添加 Cr 0.5 wt%, 侵蚀后显微组织<sup>[36]</sup>

Fig.2 Backscattered electron images of PM steels: (a) unetched surface morphology with Cu 1.5 wt%; (b) unetched surface morphology with Cr 0.5 wt%; (c) microstructure after etching with Cu 1.5 wt%; (d) microstructure after etching with Cr 0.5 wt%<sup>[36]</sup>

## 2.4 晶界/孪晶界/层错等缺陷结构的影响

当粉末冶金金属材料中存在晶界、孪晶界、织构等微观组织特征时，在这些特殊晶界/相界、孪晶界或织构处，微观残余应力较大，疲劳裂纹可能会在这些区域优先形核，最后形成疲劳裂纹<sup>[3, 37]</sup>。

### 2.4.1 大、小角晶界的影响

晶界在疲劳开裂中起着关键作用<sup>[38, 39]</sup>。一般大角晶界 (High angle grain boundaries, HAGBs) 通过阻碍位错运动，从而增强和硬化金属材料<sup>[40, 41]</sup>。然而位错或滑移带会在大角晶界处塞积，导致应力集中<sup>[41]</sup>，或在大角晶界处形成 1 ~ 2 $\mu\text{m}$  高的台阶<sup>[42, 43]</sup>，从而产生晶间疲劳裂纹。

无论加载方向与 HAGBs 夹角，由于滑移带的冲击，疲劳裂纹总是倾向于沿大角晶界优先形核<sup>[44, 45]</sup>。相比之下，小角晶界 (Low angle grain boundaries, LAGBs) 由一系列位错组成，它们对位错运动的阻力较低，可以被位错穿过，提供的强化作用有限<sup>[46]</sup>。只有当小角晶界形成纳米层状结构时，才能诱导超高硬度<sup>[47]</sup>，由于位错可穿透，疲劳裂纹不会在 LAGBs 处产生<sup>[48]</sup>，而是优先沿滑移带成核<sup>[49-51]</sup>。显然，位错与界面的相互作用从根本上影

响了晶间裂纹行为。研究表明，晶间疲劳裂纹很大程度上取决于持久滑移带与晶界的相互作用，而不是晶界结构本身<sup>[52]</sup>。

#### 2.4.2 共格/非共格孪晶界的影响

孪晶界 (Twin Boundaries, TB) 是 FCC、HCP、BCC 结构金属普遍存在的一种特殊界面<sup>[53]</sup>，孪晶界可通过变形、退火、相变等过程产生<sup>[54-57]</sup>，早在 20 世纪 50 年代，人们观察到孪晶界是合金（不锈钢、铜、高温合金等）在高周疲劳过程中的开裂部位，研究发现孪晶界附近局部应变增强<sup>[58, 59]</sup>，导致沿孪晶界的早期疲劳裂纹的萌生<sup>[58, 60-62]</sup>。

位错与孪晶界的疲劳开裂行为与位错在滑移带运动密切相关<sup>[63, 64]</sup>。在 FCC 中，晶格位错可以完全或部分穿过共格孪晶界，具有良好的应变协调性，在共格孪晶界产生的损伤较小，故表现为更高的抗疲劳开裂性。当共格孪晶界与加载方向成一定角度倾斜时，平行于共格孪晶界的密集滑移带将产生额外的应力增强<sup>[64-66]</sup>，并且沿共格孪晶界易于位错解离。这些滑移带产生强烈的剪切破坏，导致共格孪晶界的早期疲劳开裂<sup>[49, 67, 68]</sup>。当共格孪晶界与加载方向垂直时，随着位错的连续冲击，疲劳裂纹优先沿轴向形核。

当非共格孪晶界垂直于加载方向时，疲劳裂纹优先沿非共格孪晶界形核<sup>[69]</sup>，伴随着位错的连续撞击。当非共格孪晶界与加载方向成一定角度倾斜时，位错传递和非共格孪晶界运动共同激发非共格孪晶界处良好的应变协调性和较小的损伤，从而诱导较高的抗晶间疲劳开裂能力<sup>[70]</sup>。此外，晶粒尺寸对孪晶界位错的堆积也起着至关重要的作用<sup>[71, 72]</sup>。较大的晶粒尺寸或较厚的孪晶片层会导致更多的位错堆积在孪晶界处，随后在孪晶界处容易发生疲劳开裂。

#### 2.4.3 堆垛层错的影响

堆垛层错影响着疲劳开裂行为，可通过施密特因子 (Schmid Factor, SF) 来计算<sup>[73, 74]</sup>，SF 因子越高的软晶粒，位错密度越大，塑性变形越大。根据 Taylor's 理论和 Orowan's 方程<sup>[75]</sup>，塑性变形过程中剪切应力  $\tau$  与位错密度  $\rho$  的关系为：

$$\tau = \tau_0 + KGb\sqrt{\rho} \quad (1)$$

式中  $K$  为常数， $G$  是剪切模量， $b$  是柏氏矢量， $\tau_0$  是在没有其他位错的情况下移动位错所需的剪应力。

基体晶粒的施密特因子  $\Omega_1$ ，带来的位错密度为  $\rho_1$ ；孪晶晶粒的施密特因子为  $\Omega_2$ ，位错密度  $\rho_2$ ，即 Schmid 因子  $\Omega$ ， $\tau = \Omega \cdot \sigma$ ，当  $\Omega_1 > \Omega_2$ ，基体中的位错数多于孪晶中的位错数。孪晶界处就会出现多余的位错，孪晶处阻滞位错的净数 ( $n_{\Delta}\Omega$ ) 可由以下公式获得：

$$n_{\Delta}\Omega = L\sqrt{\rho} = \frac{L(\sigma - \sigma_0)}{Kgb} \Delta\Omega \quad (2)$$

$\sigma_0$  为位错移动的阈值流变应力，近似等于屈服应力。 $L$  为孪晶片的平均宽度，也为晶粒尺寸。

当施密特因子差 (Difference in Schmid Factors, DSF)  $DSF=0$  时，孪晶界两侧的位错分布相同，这样就不会有位错在孪晶界处堆积。随着 DSF 的增大，孪晶界两侧逐渐形成不同的位错分布。更多的位错在孪晶界处堆积，引起孪晶界的疲劳开裂。在合理简化的基础上，用 DSF 参数来衡量疲劳开裂的难易程度。具体而言，高 DSF 会导致 TB 两侧堆积的位错数

量差异较大。因为低层错能使得孪晶界处难以部分重组<sup>[73, 76]</sup>, 导致位错严重堆积, 故低 DSF 和低层错能(Stacking Fault Energy, SFE)已经足以产生足够的位错堆积, 导致孪晶界的疲劳开裂, 反之亦然。一般地说, 在低层错能或强短程有序效应的金属和合金中, 高的平面滑移倾向和高的 DSF 会导致孪晶界的高疲劳开裂倾向。

## 2.5 疲劳裂纹扩展及疲劳寿命预测

### 2.5.1 疲劳裂纹扩展模型

#### 2.5.1.1 疲劳裂纹扩展模型

疲劳裂纹扩展(Fatigue crack growth, FCG)特性对于粉末冶金金属的损伤容限设计至关重要<sup>[5, 77]</sup>。常见的疲劳裂纹扩展模型有 Paris 方程<sup>[78, 79]</sup>、Hartman-Schijve 模型<sup>[80]</sup>方程、NASGRO 方程<sup>[81]</sup>、小裂纹扩展模型<sup>[82]</sup>和数值方法<sup>[83-85]</sup>。

基于线弹性断裂力学的著名的 Paris 方程<sup>[86]</sup>表示为

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (3)$$

其中  $da/dN$  为疲劳裂纹的扩展速率,  $a$  为裂纹长度,  $N$  为循环次数,  $K$  为应力强度因子<sup>[87]</sup>,  $\Delta K$  为应力强度因子幅值, 即  $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ ,  $C$  和  $m$  为材料常数。对于应力比的特定值, Paris 定律是描述中心区域疲劳裂纹扩展速率最流行的模型。 $\Delta K$  是控制疲劳裂纹扩展速率的主要力学参量, 它把疲劳裂纹的扩展与裂纹尖端性质直接联系起来。Paris 定律仍然存在着一定的局限性, 因疲劳裂纹的扩展速率不仅受到材料本身性质(例如组织结构、内部缺陷、热处理制度等)制约, 还与外界条件(例如应力水平、加载频率、载荷比等)有关系, 即使是在相同的  $\Delta k$  情况下,  $da/dN$  也可以因加载速度不同而有所差别。此外, 在 LEFM 的基础上, El Haddad 等<sup>[88, 89]</sup>通过考虑几何形状, 推导出  $\Delta k$  的如下关系, 即:

$$\Delta K_{th} = \gamma \Delta \sigma \sqrt{\pi(a+a_0)} \quad (4)$$

其中,  $\gamma$  是形状因子,  $a$  是裂纹长度,  $a_0$  是长度常数,  $\Delta \sigma$  是应力范围阈值。此外,

$a_0$  可以表示为:

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left( \frac{\Delta K_{th}}{\gamma \Delta \sigma_0} \right)^2 \quad (5)$$

其中  $\Delta \sigma_0$  为疲劳极限。等式 (4) 用于通过使用裂纹长度/面积相关性计算  $\Delta K_{th}$ , 并进一步预测激光焊接 Ti-6Al-4V 对接接头的 FCGR 和疲劳寿命<sup>[90]</sup>。此外考虑到维氏硬度

$$\Delta K_{th} = \gamma (HV + 120) (\sqrt{a})^{1/3} \quad (6)$$

由于金属材料疲劳裂纹扩展的方向各向异性, 引入应力集中因子  $K_t > 1$  来讨论表面波动现象。 $K_t$  反映了局部缺陷的应力集中水平。由于  $K_t$  的参与, 进一步 Paris 方程被改写为<sup>[91]</sup>:

$$\frac{da}{dN} = C (K_t \Delta K - \Delta K_a)^m \quad (7)$$

$$\Delta K_a = \Delta K_{th} \frac{\sqrt{a}}{\sqrt{a+a_0}} \quad (8)$$

应力集中系数  $K_t$  为<sup>[92]</sup>:

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_0} = 1 + n \left( \frac{R_a}{\rho} \right) \left( \frac{R_y}{R_z} \right) \quad (9)$$

其中  $\sigma_{max}$  为峰值应力,  $\sigma_0$  为远场应力,  $\rho$  为表面纹理的有效轮廓谷半径,  $n$  表示应力状态 ( $n=1$  表示剪切,  $n=2$  表示拉伸)。  $R_a$ 、 $R_y$  分别是平均粗糙度、峰谷高度粗糙度。由于扩展期间  $K_t$  的作用, 观察到沿表面方向裂纹扩展的驱动力增强。然而, 当裂纹大于阈值时,  $K_t$  的影响在整个厚度方向上减小。

为了考虑  $R$  比率的影响, Forman<sup>[93]</sup>将方程  $[(1-R)K_c - \Delta K]$  引入 Paris 方程表示为式 (10) :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (10)$$

这为预测裂纹扩展速率趋于无穷大或  $\Delta K$  接近断裂韧性  $K_c$  时的渐近行为提供了可能性。

后来, Hartman 和 Schijve<sup>[80]</sup>将阈值应力强度因子  $\Delta K_{th}$  包含在 Forman 方程 (10) 中。分子改为  $\Delta K - \Delta K_{th}$ , 因此式 (10) 被重写为:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K - \Delta K_{th})^m}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (11)$$

张等<sup>[94, 95]</sup>发现增材制造 Ti-6Al-4V 的断裂韧性与变形 Ti-6Al-4V 相当或更高, 并且疲劳裂纹扩展速率显著低于变形合金。AM-Ti-6Al-4V 的断裂韧性约为  $81.8 - 96.2 \text{ MPa}\sqrt{m}$ , 锻造 Ti-6Al-4V 的断裂韧性约为  $76.9 \text{ MPa}\sqrt{m}$ 。同时断裂韧性与方向相关。当裂纹扩展至增材制造层时, 该值略高; 当裂纹在层内扩展时, 该值稍低。此外结合疲劳 NASGRO 的 Hartman-Schijve 变体裂纹扩展方程表示为<sup>[96]</sup>:

$$\frac{da}{dN} = D \left( \frac{\Delta K - \Delta K_{thr}}{\sqrt{1 - K_{max} / A}} \right)^p \quad (12)$$

其中  $D$  和  $p$  是材料常数,  $A$  是与  $K_c$  不同的循环断裂韧度,  $\Delta K_{thr}$  是取决于裂纹长度

的有效下限阈值  $\Delta K_{th}$ 。对于  $\Delta K_{th} = \Delta K_{thr} + A_0$ ，Jones 等<sup>[97]</sup>揭示了 AMTi-6Al-4V 的

$$A_0 = 0.62 MPa\sqrt{m}。$$

不同的失效模式会导致不同的 FCG 行为，从而导致不同的应力强度因子。裂纹扩展方向可分为三种失效模式：拉伸控制（模式 I）、剪切控制（模式 II）和撕裂控制（模式 III）裂纹扩展。应力强度因子  $\Delta K$  是各种情况下关注的焦点，考虑裂纹扩展模式。对于每种加载条件，等效应力强度因子范围  $\Delta K_{eq}$  可表示为<sup>[98]</sup>：

$$\Delta K_{eq} = \left[ \Delta K_I^2 + \Delta K_{II}^2 + (1+\nu)\Delta K_{III}^2 \right]^{0.5} \quad (13)$$

其中  $\Delta K_I, \Delta K_{II}, \Delta K_{III}$  分别是 I 型（拉伸）、II 型（剪切）和 III 型（撕裂）应力强度因子范围。剪应力强度因子与 Paris 方程（方程（3））结合使用来评估裂纹扩展<sup>[99]</sup>。

Hartman-Schijve 方程中的  $\Delta K_{thr}/\Delta K_{th}$  和  $A$  项是关键参数，此外，Hartman-Schijve 方程不仅可以表示相同  $D$  和  $p$  值下的长裂纹扩展行为，还可以通过设置较小的  $\Delta K_{thr}$  值来预测小裂纹  $da/dN$  与  $\Delta K$  的关系。Hartman-Schijve 方程中只有两个材料参数  $D$  和  $p$  的优点极大地促进了其 FCG 在增材制造金属中的应用。

NASGRO 模型是工程实践中常用的 FCG 模型，是在大量金属材料 FCG 数据的基础上提出和发展起来的。与 Hartman-Schijve 方程类似，NASGRO 方程表示为：

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K_{eff})^n \frac{(1 - \Delta K_{th} / \Delta K)^p}{(1 - \Delta K_{max} / K_c)^q} \quad (14)$$

其中  $C, n, p$  和  $q$  是材料常数。在快速裂纹扩展阶段，仅消耗很小的 FCG 贡献。因此方程（14）可以简化为：

$$\frac{da}{dN} = C_1 (\Delta K_{eff})^{C_2} \left( 1 - \frac{\Delta K_{eff, th}}{\Delta K_{eff}} \right)^p \quad (15)$$

然后，在长裂纹试验期间，用裂纹闭合来代替  $R$  比效应<sup>[81]</sup>。有效应力强度因子范围  $\Delta K_{eff}$  可表示为  $\Delta K$  和  $U$  的函数，即：

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} = U \Delta K \quad (16)$$

其中  $U$  是应力比  $R$  的函数， $K_{op}$  定义为裂纹首次打开时的应力强度因子值。

Newman's 裂纹张开函数  $U$  表示为：

$$U = \frac{1-f}{1-R} \quad (17)$$

其中  $f$  为 Newman's 裂纹闭合函数，描述了不同应力比下的裂纹闭合情况，可表示为：



$$f = f(\alpha, R, \sigma_{\max}/\sigma_0) \quad (18)$$

其中  $\alpha$  为考虑应力状态影响的约束因子<sup>[100]</sup>。理论上，在平面应变条件下  $\alpha = 3$ ，在平面应力条件下  $\alpha = 1$ 。故完整的 NASGRO 方程为：

$$\frac{da}{dN} = C \left[ \frac{1-f}{1-R} (\Delta K) \right]^n \frac{(1 - \Delta K_{th} / \Delta K)^p}{(1 - K_{\max} / K_c)^q} \quad (19)$$

NASGRO 方程可以相关地描述 FCG 行为，并基于 FASTRAN、NASGRO、ESACRACK 和 AFGROW 等成熟软件应用于工程应用<sup>[101]</sup>。上述 NASGRO 模型（式（74））是一个全面且成熟的模型，可用于预测采用增材制造和传统技术制造的金属的疲劳裂纹扩展行为。

### 2.5.1.2 小裂纹疲劳扩展

小裂纹扩展寿命（~1.0 mm）占主导地位，可占总疲劳寿命的 50% 以上甚至 80%<sup>[102, 103]</sup>，因此了解小裂纹扩展的行为和机理是非常重要的。忽略短裂纹的行为，只剖析长裂纹的扩展，可能会导致预测不准确。

Wang 等<sup>[82, 104]</sup>研究学者提出了一种基于裂纹尖端开口位移（CTOD）的小裂纹 FCG 模型，该模型是针对弹塑性材料推导的。由塑性变形引起的裂纹尖端应变用 CTOD 表示。基于 Paris 方程的修正模型表示为：

$$\frac{da}{dN} = \mu \phi_m \phi_c \sigma_{ys} = A (\phi_m \phi_c \sigma_{ym})^n \quad (20)$$

其中  $\mu$  是损伤敏感性参数，可以使用实验数据确定； $\phi_c$  为  $\Delta K$  对应的循环裂纹尖端位移； $\phi_m$  是对应于  $\Delta K_{\max}$  的单调裂纹尖端位移； $\sigma_{ys}$  是屈服强度利用 Bilby、Cottrell 和 Swinden<sup>[105]</sup>的分析方法，通过对裂纹尖端和单调塑性区尖端之间的位错密度场进行积分可以得到  $\phi_m$  和  $\phi_c$ 。

$$\left\{ \begin{aligned} \phi_m &= \frac{8\sigma_{ys}a}{\pi E'} \ln \left[ \sec \left( \frac{\pi\sigma_{\max}}{2\sigma_{ys}} \right) \right] \\ \phi_c &= \frac{16\sigma_{ys}a}{\pi E'} \ln \left[ \sec \left( \frac{\pi\sigma_{\max}(1-R)}{4\sigma_{ys}} \right) \right] \end{aligned} \right\} \quad (21)$$

其中  $a$  是裂纹长度， $E'$  是有效杨氏模量，定义为：

$$E' = \begin{cases} \frac{1-\nu^2}{E}, & \text{Plane strain} \\ E, & \text{Plane stress} \end{cases} \quad (22)$$

其中  $\nu$  是泊松比， $E$  是杨氏模量。该模型首先应用于预测铸造铝合金的小裂纹 FCG<sup>[104, 106]</sup>。

随着 AM 技术的发展，Wang 等<sup>[82]</sup>通过考虑微观结构差异和局部屈服强度变化的修正模型研究了 AM-Ti-6Al-4V 合金的 FCG。考虑了两个修正：使用  $\sigma_{ym}$  代替  $\sigma_{ys}$  来反映微观

屈服行为，以及取决于尺寸的几何修正因子  $Y$  样本的 ( $\phi'_m = Y^2 \phi_m$ ,  $\phi'_c = Y^2 \phi_c$ ) 必须引入方程 (22)。最终修改后的 AM 金属小裂纹 FCG 模型可表示为：

$$\frac{da}{dN} = A \left( Y^4 \frac{128 \sigma_{ym}^2 a^2}{\pi^2 E^2} \ln \left[ \sec \left( \frac{\pi \sigma_{max}}{2 \sigma_{ym}} \right) \right] \ln \left[ \sec \left( \frac{\pi \sigma_{max} (1-R)}{4 \sigma_{ym}} \right) \right] \right)^n \quad (23)$$

其中局部屈服强度  $\sigma_{ym}$  描述为：

$$\sigma_{ym} = \begin{cases} \sigma_f + a (\kappa \sigma_f - \sigma_f) / D, & \sigma_{ym} < \sigma_{0.2} \\ \sigma_{0.2}, & \sigma_{ym} \geq \sigma_{0.2} \end{cases} \quad (24)$$

式中， $\sigma_f$  为疲劳极限， $a$  为裂纹长度， $D$  为平均晶粒尺寸， $\sigma_{0.2}$  为宏观屈服强度。系数  $\kappa$  描述了裂纹扩展阻力的增加。所开发的模型考虑了微观结构差异效应和局部屈服强度，可用于预测小裂纹 FCG。

### 2.5.2 缺口对疲劳的影响机理

缺口效应对疲劳寿命缩短的影响是工程构件结构设计中不可避免的<sup>[107]</sup>。只有准确把握缺口特征对疲劳强度的影响，才能建立与疲劳失效机理相适应的理论方法，进一步实现结构的优化设计。为了帮助更好的了解缺口疲劳分析的研究现状，本文系统回顾了缺口疲劳分析方法最新进展，并对主流方法进行了分类和总结如下。

因缺口几何特征变化较大<sup>[108, 109]</sup>，在外部载荷作用下，会引起应力集中及复杂的应力应变响应<sup>[110, 111]</sup>。从而导致复杂的疲劳问题并诱发表面疲劳裂纹<sup>[112]</sup>。一般来说，由于应力分布不均匀，当缺口附近靠近表面的区域很快超过材料的屈服强度并发生塑性变形时，体内较远的邻近材料仍处于弹性状态，仍能支撑高应力区域，这就是缺口零件在循环载荷下的实际疲劳寿命与利用峰值应力应变数据预测的不同的原因<sup>[113]</sup>。

Hooreweder 等<sup>[112]</sup>引入了疲劳强度折减系数  $K_f$ ，描述了缺口效应对感兴趣的疲劳强度的影响：

$$K_f = S_e / S_n \quad (25)$$

其中  $S_e$  和  $S_n$  分别是光滑样品和缺口样品的疲劳强度。 $K_f$  随疲劳寿命的变化而变化。此外，在不同的应力比下， $K_f$  的值也不同<sup>[114]</sup>。一般来说， $K_f$  是根据基于统计、裂纹扩展或反向屈服的的经验方程计算得出的。下面给出了三个常用的  $K_f$  公式，可用于单轴载荷下具有简单几何形状的缺口部件的寿命评估<sup>[115]</sup>：

$$\text{Seibel: } K_f = \frac{K_t}{1 + \sqrt{1 + \alpha_1 \chi}} \quad (26)$$

$$\text{Perterson: } K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \alpha_2 / \rho} \quad (27)$$

$$\text{Neuber: } K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{\alpha_3 / \rho}} \quad (28)$$

其中  $\chi$  是相对应力梯度<sup>[116]</sup>,  $\alpha_1$ 、 $\alpha_2$  和  $\alpha_3$  是 Seibel、Peterson 和 Neuber 的材料常数;  $\rho$  为缺口根部半径。

疲劳强度折减系数  $K_f$  它可以根据各种经验方程进行计算, 为疲劳寿命评估带来方便。但其缺点包括单轴载荷下的唯一适用性以及不同结构和材料之间未知的普遍适用性。

局部应力应变分析认为缺口部件的疲劳强度和寿命由缺口尖端的最大局部应力和应变决定。局部应力应变的开发假设部件的疲劳损伤从最大局部应变的区域开始, 并且通常塑性变形出现在裂纹萌生之前。主要思想是将作用在结构中的标称应力或载荷谱转换为通过分析弹塑性分析或其他与循环磁滞回线相结合的策略来计算关键区域的局部应力应变<sup>[117]</sup>。其中, Neuber 近似公式在实践中最为知名<sup>[118]</sup>。基于纯剪切疲劳在棱柱形缺口零件的测试中, Neuber 建立了理论应力集中系数  $K_t$  与弹塑性应力和应变集中系数的几何平均值之间的关系:

$$K_t = \sqrt{K_\sigma \cdot K_\varepsilon} \quad (29)$$

其中  $K_\sigma$  是缺口根部的局部弹塑性应力与所施加的名义应力的比值,  $K_\varepsilon$  是缺口根部的局部弹塑性应变与所施加的标称应变之比。具体来说, 在纯弹性情况下,  $K_\sigma = K_\varepsilon = K_t$ 。

Neuber 公式可以重写为以下形式:

$$\sigma^e \cdot \varepsilon^e = \sigma^a \cdot \varepsilon^a \quad (30)$$

其中  $\sigma^e$  和  $\varepsilon^e$  分别为纯弹性状态下的虚拟应力和应变;  $\sigma^a$  和  $\varepsilon^a$  分别表示真实弹塑性应力和应变。

为了重构方程 (30), Neuber 规则可以变换为以下形式:

$$\sigma^a \cdot \varepsilon^a = \sigma^e \cdot \varepsilon^e = (K_t \cdot S) \cdot \left( K_t \cdot \frac{S}{E} \right) = \frac{K_t^2 S^2}{E} = C \quad (31)$$

其中  $E$  是弹性模量,  $C = K_t^2 S^2 / E$  是 Neuber 常数。

通常, 式 (31) 以应力和应变范围表示, 用于疲劳分析中的应力/应变计算<sup>[119]</sup>:

$$\Delta\sigma\Delta\varepsilon = \frac{K_t^2 S^2}{E} = C \quad (32)$$

Topper 等<sup>[120]</sup>将 Neuber 规则应用于单轴循环载荷下缺口零件的疲劳评估, 结果与疲劳测试完全一致。Moftakhar 等将 Neuber 规则从单轴扩展到多轴情况, 并推导出 Neuber 规则的张量形式如下:

$$\sigma_{ij}^e \cdot \varepsilon_{ij}^e = \sigma_{ij}^a \cdot \varepsilon_{ij}^a \quad (33)$$

式中, 带上标 e 的符号分别为虚拟弹性状态下的应力/应变数据, 带上标 a 的符号分别为弹塑性条件下的应力/应变数据。具体来说, 材料的本构方程如下式 (34)<sup>[121]</sup>:

$$\varepsilon_1^a = \frac{-\nu}{E}(\sigma_2^a + \sigma_3^a) - \frac{f(\bar{\sigma}^a)}{2\bar{\sigma}^a}(\sigma_2^a + \sigma_3^a)$$

$$\varepsilon_2^a = \frac{1}{E}(\sigma_2^a \nu \sigma_3^a) + \frac{f(\bar{\sigma}^a)}{2\bar{\sigma}^a}(2\sigma_2^a - \sigma_3^a)$$

$$\varepsilon_3^a = \frac{1}{E}(\sigma_2^a - \nu \sigma_2^a) + \frac{f(\bar{\sigma}^a)}{2\bar{\sigma}^a}(2\sigma_3^a - \sigma_2^a)$$

$$\bar{\sigma}^a = \sqrt{(\sigma_2^a)^2 + \sigma_2^a \sigma_3^a + (\sigma_3^a)^2} \quad (34)$$

顶部带“-”的符号分别表示 Von Mises 等效应力/应变。

实验表明，Neuber 规则普遍高估了局部应力和应变的值<sup>[122]</sup>。为了提高缺口疲劳分析的精度，Topper 等<sup>[120]</sup>对 Neuber 规则进行了修改，用与应力梯度密切相关的  $K_t$  代替  $K_f$ ，并应用压力水平：

$$\sigma^a \varepsilon^a = \frac{K_t^2 S^2}{E} = C \quad (35)$$

对于循环载荷情况，方程（35）可以重新排列为：

$$\Delta \sigma^a \Delta \varepsilon^a = \frac{K_t^2 \Delta S^2}{E} = C \quad (36)$$

对于单调载荷情况，等效应变能密度规则为：

$$\frac{K_f^2 \Delta S^2}{E} = \frac{\sigma^2}{E} + \frac{2\sigma}{n+1} \left( \frac{\sigma}{K} \right)^{1/n} \quad (37)$$

其中  $K$  和  $n$  分别是应变硬化系数和应变硬化指数。

类似地，对于循环加载情况：

$$\frac{K_t^2 \Delta S^2}{4E} = \frac{\Delta \sigma^2}{4E} + \frac{\Delta \sigma}{n'+1} \left( \frac{\Delta \sigma}{2K'} \right)^{1/n'} \quad (38)$$

其中  $K_0$  和  $n_0$  分别是循环强度系数和循环应变硬化指数。

等效应变能密度模型优于 Neuber 公式。Ye 等<sup>[123]</sup>指出 Neuber 规则本质上是 ESED 规则在忽略塑性耗散时的特例。考虑到循环塑性变形过程中缺口尖端发生的实际物理行为，开发了 ESED 方法的改进版本，该方法仅考虑热能的耗散，并将存储的能量视为对局部应力/应变范围的贡献<sup>[123]</sup>。

$$\frac{K_t^2 \Delta S^2}{E} = \frac{\sigma^2}{E} + \frac{(2-n)\sigma}{n+1} \left( \frac{\sigma}{K} \right)^{1/n} \quad (39)$$

对于循环加载情况，其结果为：

$$\frac{K_t^2 \Delta S^2}{4E} = \frac{\Delta \sigma^2}{4E} + \frac{(2-n') \Delta \sigma}{2(n'+1)} \left( \frac{\Delta \sigma}{2K'} \right)^{1/n'} \quad (40)$$

结果表明<sup>[123]</sup>，在局部非线性应力应变行为模拟中，改进的 ESED 方法的预测精度较原 ESED 方法得到了进一步提高。

总体而言，局部应力应变法是低周疲劳状态下相对成熟的疲劳分析方法，其精度比局部应力应变分析更高。然而，它只考虑了临界点的应变响应，因此与疲劳损伤机制不一致，通常会低估真实的疲劳强度。结合疲劳过程区（线、面积或体积）的方法引起了人们的主要关注，疲劳失效需要特定的物理区域的观点正在成为共识，其核心问题是整合合适的损伤参数并建立其与疲劳寿命的联系。它们被分为两组：临界距离理论及其变体和加权控制参数相关方法。但严格来说，这两者之间并没有明显的区别，因为它们具有相同的核心理念。Taylor<sup>[124]</sup>将临界距离的概念正式引入临界距离理论中。表述如下：

$$\text{PM:} \quad \sigma(L/2) = \sigma_0 \quad (41)$$

$$\text{LM:} \quad \frac{1}{2L} \int_0^{2L} \sigma(r) dr = \sigma_0 \quad (42)$$

$$\text{AM:} \quad \frac{2}{\pi(1.32L^2)} \int_{-\pi/2}^{\pi/2} \int_0^{1.32L} \sigma(r, \theta) r dr d\theta = \sigma_0 \quad (43)$$

$$\text{VM:} \quad \frac{3}{2\pi(1.54L)^3} \int_0^{\pi} \int_{-\pi/2}^{\pi/2} \int_0^{1.54L} \sigma(r, \theta, \varphi) r^2 \sin \theta dr d\theta d\varphi = \sigma_0 \quad (44)$$

一般来说，疲劳极限预测的临界距离值可以通过下式获得：

$$L = \frac{1}{\pi} \left( \frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_0} \right)^2 \quad (45)$$

其中  $\Delta K_{th}$  表示阈值应力强度因子的范围， $\Delta \sigma_0$  表示平面疲劳极限的范围。

对于中循环疲劳状态下的疲劳分析，将临界距离值视为随失效循环数  $N_f$  变化的方差：

$$L = AN_f^B \quad (46)$$

其中 **A** 和 **B** 是模型相关参数。具体来说，分析过程中只需进行线弹性有限元模拟即可。

Yang 等<sup>[125]</sup>通过引入线弹性应力集中因子  $K_t$  对式 (46) 进行了修正：

$$K_t \times L = AN_f^B \quad (47)$$

Huang 等<sup>[126]</sup>在实验证据的基础上进一步修改表达式为：

$$K_t^m \times L = AN_f^B \quad (48)$$

结果表明与之前的方程相比，修改后的方程与实验数据具有更好的相关性。

Zhu 等<sup>[127]</sup>基于新定义的应变能梯度概念，还利用 TCD 对涡轮盘进行了 LCF 寿命评估。特别是，临界距离可以表示为与疲劳寿命无关的负载比和峰值应力相关函数：

$$L = \alpha_1 \times e^{b \times R} \sigma_{\max}^{-\beta} \quad (49)$$

此外，通过引入权重函数来考虑有效损伤区内的位置效应，建立了基于应变能梯度的低周循环断裂寿命评估的一般工作流程，并通过高压涡轮盘疲劳寿命估计的案例研究进行了详细阐述。

临界距离理论与疲劳失效机理吻合良好，能够准确定位确切的失效位置。特别是，它可以与其他方法进行耦合分析，并且由于计算方便而常用于二维情况。但也存在一些需要探索和加强的地方，包括快速简便地获得临界距离、多轴载荷下等效应力的计算以及复杂几何和应力状态下 TCD 的应用方向等。

还有基于权重控制参数的方法，可分为基于应力/应变的控制参数和基于应变能密度的控制参数。应力场强度 SFI 最早是 Yao 提出的<sup>[128]</sup>假设疲劳损伤与局部损伤区内的应力响应有关。

SFI 函数  $\sigma_{FI}$  给出为：

$$\sigma_{FI} = \frac{1}{V} \int_{\Omega} f(\sigma_{ij}) \varphi_{\sigma}(\vec{r}) dv \quad (50)$$

$\sigma_{FI}$  由三个部分组成：(a)局部疲劳失效区域  $\Omega$ ，其中  $V$  为其体积；(b) 等效应力函数

$f(\sigma_{ij})$ ；(c)权重函数  $\varphi_{\sigma}(\vec{r})$ ，定义为：

$$\varphi_{\sigma}(\vec{r}) = 1 - \chi r (1 + \sin \theta) \quad (51)$$

其中  $r$  表示从  $\Omega$  中的任意点到临界点的长度， $\theta$  表示方向角。

考虑到疲劳失效需要一定的物理体积，即疲劳失效过程体积，Pluvinage<sup>[129]</sup>，和 Krzyzak 等<sup>[130]</sup>发展了体积方法。假设相应的疲劳引发准则取决于有效应力和有效距离。有效应力是作用在圆柱形过程体积中的平均应力，有效距离定义了其边界。

考虑疲劳起始的物理机制，在先前的研究<sup>[131, 132]</sup>中提出了一种改进的 SFI 方法，以下称为有效应力法 (ESA)。特别是，为了考虑真实弹塑性应力分布对疲劳强度的影响，Qylafku 等将相对应力梯度的表达式扩展为：

$$\chi^*(r) = \frac{1}{\sigma(r, \theta = 0)} \frac{\partial \sigma_{yy}(r, \theta = 0)}{\partial r} \quad (52)$$

与 SFI 方法类似，相对应力梯度可以通过引入权重函数来反映损伤区内不同位置的应力对整体疲劳的贡献。另外，考虑到 SFI 方法确定疲劳失效区域半径的过程过于复杂。Pluvinage 通过引入有效距离概念重新定义了疲劳损伤区的边界。

根据缺口尖端处的应力分布和相对应力梯度，可以方便地将缺口尖端附近的弹塑性应力分布在双对数坐标上划分为三个区域。I 区为“高应力”区，应力最大；II 区是 I 区和 III 区的过渡区。I 区是 ESA 的有效损伤区，其边界  $Deff$  定义为从缺口表面到缺口内部的距离，直到其应力分布达到其第一个拐点（即应力分布的第一个最小值）。相对应力梯度)。在定义了有效损伤区的边界后，Qylafku 等将有效应力定义为：

$$\sigma_{\text{eff}} = \frac{1}{D_{\text{eff}}} \int_0^{D_{\text{eff}}} \sigma(r, \theta = 0) \times \varphi(r, \chi^*(r)) dr \quad (53)$$

其中  $\varphi(r, \chi^*(r))$  为权重函数，其表达式如下：

$$\varphi(r, \chi^*(r)) = 1 - |\chi^*(r)| \cdot r \quad (54)$$

与 SFI 方法相同，计算出  $\sigma_{\text{eff}}$  后，也可以通过查阅光滑样品的 S-N 曲线来获得缺口部分的疲劳寿命。与 SFI 方法相比，ESA 更方便地确定有效损伤区的边界，大大简化了分析过程，为缺口疲劳分析提供了新的解决方案。

Beltrami 等<sup>[133]</sup>提出了应变能密度的概念，现已广泛应用于光滑和缺口结构的静态和疲劳行为评估中<sup>[133-135]</sup>。考虑通过平均或加权基于应力/应变的控制参数开发的方法，许多研究人员试图从能量耗散的角度分析缺口效应，这在关联微观和宏观实验证据方面显示出优越性<sup>[136]</sup>。

Berto 等<sup>[137]</sup>还利用包围 V 型缺口尖端的一定控制体积内的平均局部应变能密度，分析了 39NiCrMo3 缺口样品的多轴疲劳强度；当存在被周向 V 形缺口削弱的轴对称部分时，在线弹性假设下，控制体积上的平均应变能密度如方程 (55) 表示：

$$\Delta \bar{W} = \frac{1}{E} \left[ e_1 \times \frac{\Delta K_1^2}{R_1^{2(1-\lambda_1)}} + e_3 \times \frac{\Delta K_3^2}{R_3^{2(1-\lambda_3)}} \right] \quad (55)$$

式中， $\Delta K_1$  和  $\Delta K_3$  分别表示 I 型和 III 型下的缺口应力强度因子； $R_1$  和  $R_3$  分别表示加载模式 I 和 III 下控制体积的半径； $e_1$  和  $e_3$  是两个参数，用于描述所有应力和应变对控制体积的影响。特别是，控制体积被发现与加载模式密切相关。

受 SFI 和基于总应变能密度的模型的启发，Liao 等<sup>[138]</sup>开发了一种用于多轴缺口疲劳分析的能量场强度 (EFI) 方法，首先为了方便计算复杂多轴加载历史下的能量耗散，提出了改进的 Ellyin 模型，同时简化了主 Wf-Nf 曲线。然后借鉴 SFI 方法，通过定义合适的权重函数和有效损伤区域，阐述了 EFI 的概念，它继承了能量准则的优点，并考虑了关键域的交互影响。通过应用 EFI 模型，模型预测与 GH4169 和 Al7050-T7451 合金的测试数据具有更好的相关性，这为解释任意几何特征的缺口效应提供了一个有前景的方向。

一般来说，结合权重函数的方法比直接对控制体积内的参数进行平均的方法更合理，因为考虑每个点在总体损伤累积中的作用的损伤参数是多种多样的，并且取决于该点与缺口尖端之间的相对距离和应力/应变能量密度梯度。此外，与使用应力/应变响应作为控制参数的策略相比，基于应变能量密度的方法似乎更有效，因为它们在统一微观现象和感兴趣的宏观实验证据方面具有优越性。

在对金属疲劳缺口效应进行全面综述的基础上，总结了一些值得进一步研究的前景：

(a) 结合实验，从宏观和微观角度研究缺口疲劳失效机理，实现建模和评估缺口的整体损伤，并表征有效损伤区域内不同材料块对整体疲劳失效的贡献；

(b) 缺口区域局部应力和应变的快速分析计算，并与缺口疲劳分析方法相结合，以实现方便、高效的疲劳强度评估，因为目前基于有限元分析的分析普遍效率较低；

(c) 建立适合各种缺口几何形状和载荷类型的通用分析框架，进一步纳入多轴疲劳<sup>[139]</sup>、蠕变<sup>[140]</sup>和尺寸效应<sup>[141-143]</sup>等多种因素对感兴趣的疲劳强度的影响；

(d) 建立缺口疲劳试验结果数据库，总结各种方法在不同载荷条件或几何工况下的适用

性，便于不同方法之间的交流和创新。

### 2.5.3 疲劳寿命预测模型

目前，疲劳寿命模型主要是由 Manson-Coffin 公式<sup>[144-146]</sup>发展出来的，数学表达如下：

$$1/N_f = (1/N_f') + (1/N_f'') \quad (56)$$

$N_f$  表示材料在给定应力幅值下的循环寿命， $N_f'$  表示材料在给定平均应力下的循环寿命， $N_f''$  表示材料在零应力平均应力下的循环寿命。描述了应力幅与循环寿命之间的关系，但均未考虑疲劳过程中弹性模量的变化和合金缺陷特征因素的影响，这些导致预测结果与实际存在较大误差。

Gunther 等<sup>[147]</sup>评估了选区激光熔化（SLM）和电子束熔化（EBM）Ti-6Al-4V 零件的高周和超声波疲劳寿命。他们将缺陷分为三组进行分析和分类，包括  $\alpha$  型相、LOF 和圆孔，并采用 Murakami 方法和 Weibull 统计方法来估算缺陷对疲劳寿命的影响。为了确定疲劳裂纹产生的概率，使用了最大应力强度因子和缺陷尺寸。Siddique 等<sup>[148]</sup>提出了一种预测 SLM AISi12 试样疲劳寿命的综合随机方法。他们生成疲劳裂纹扩展特性，并应用最薄弱环节理论，使用双参数威布尔分布计算疲劳寿命（ $N_f$ ），如（57）所示：

$$f(N_f) = \alpha \cdot \beta \cdot N_f^{\beta-1} \cdot e^{-\alpha \cdot N_f^\beta} \quad (57)$$

其中  $\alpha$  和  $\beta$  通过最大似然法计算，假设整个零件的疲劳寿命等于导致疲劳失效概率最高的最关键缺陷的疲劳寿命。与实验结果相比，他们的疲劳寿命预测方法提供了合理的精确度。

Tang 等<sup>[149]</sup>应用 Gumbel 和 Frechet 分布来拟合 SLM-AISi10Mg 样品的孔隙尺寸分布，并估算疲劳失效的临界缺陷尺寸。使用 Paris-Erdogan 裂纹扩展表达式，假设缺陷为预先存在的裂纹，他将断裂时的循环与引发失效的缺陷区域联系起来。结论是，使用 Gumbel 分布函数预测临界缺陷的结果与实验结果更一致，而 Frechet 分布函数往往高估临界孔径，因此低估疲劳寿命。

Romano 等<sup>[150]</sup>观察到导致失效的疲劳裂纹源于位于表面或次表面的具有最高应力强度因子的缺陷。根据缺陷分析微 CT 结果，通过扫描电镜分析断口，光学显微镜分析抛光截面的缺陷信息，估计最关键缺陷的尺寸。为了进行疲劳寿命预测，使用了表面缺陷的半圆近似法。使用 Murakami's 的建议计算应力强度因子<sup>[151]</sup>，如（58）所示：

$$\Delta K = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}}} \quad (58)$$

其中表面缺陷的  $Y$  等于 0.65，内部缺陷的  $Y$  等于 0.5。NASGRO 型方程用于疲劳寿命计算， $f_N$  作为 Newman's 闭合函数，描述不同应力比下的塑性诱导闭合：

$$\frac{da}{dN} = C \left[ \left( \frac{1-f_N}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \left( 1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p \quad (59)$$

得出结论，使用塑性修正裂纹长度来计算  $\Delta K$  可以很好地预测实际 S-N 曲线的斜率。对于具有不同最大预期缺陷尺寸和 95% 散射带的两个不同批次，它们的预测结果以及它们的实验数据如图 3。文献中已经使用了 NASGRO 方程的各种修改来描述 AM 金属的疲劳裂纹扩展<sup>[97, 152]</sup>。



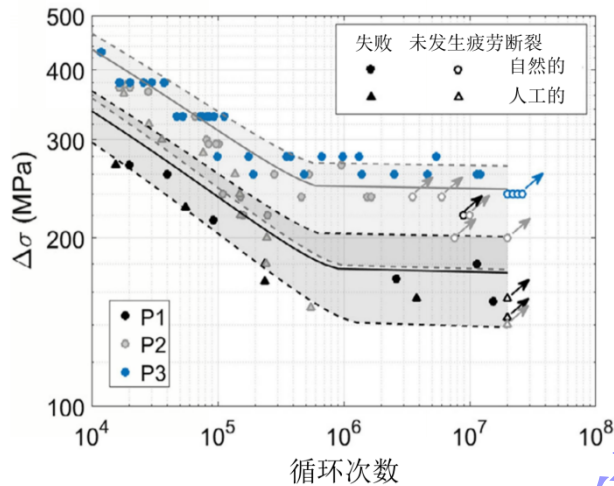


图3 三个不同批次(P1、P2、P3)SLM-AlSi10Mg 的疲劳寿命预测结果(实线)和具有不同的缺陷含量及其95%的分散带(虚线)(P3 的模拟结果未显示, 因为与 P2 分散带的上部重叠)<sup>[150]</sup>

Fig.3 The fatigue life prediction results for three different batches (P1, P2, P3) of SLM-AlSi10Mg (solid lines) and their respective 95% scatter bands with varying defect contents (dashed lines). (The simulation results for P3 are not shown as they overlap with the upper part of the scatter band for P2.)<sup>[150]</sup>

Yadollahi 等<sup>[153]</sup>使用 FASTRAN 代码预测了 L-PBF Inconel 718 试样的单轴疲劳寿命, 其中使用了初始缺陷的尺寸和纵横比、材料的裂纹扩展特性以及 Newman's 的塑性诱发裂纹闭合模型。在他们的研究中, 最初的裂纹被模拟成具有不同纵横比的半圆形或椭圆形表面裂纹。他们讨论了作为初始裂纹长度<sup>[154]</sup>的最大轮廓高度对于完工表面 Ti-6Al-4V 样品是不现实的, 因为附着在外圆周表面的部分熔化粉末几乎不涉及疲劳行为。竣工表面样品被认为是无缺陷的, 并且没有考虑内部和表面缺陷的相互作用。他们对各种表面粗糙度值的预测结果如图 4。使用平均值显示上限, 使用最差情况显示下限。预测结果与实验结果符合得很好。

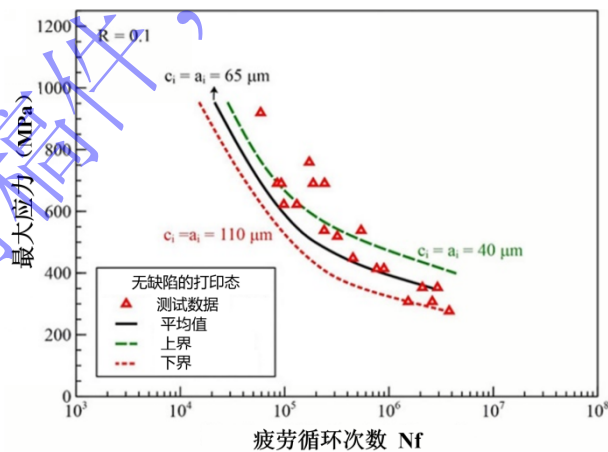


图4 L-PBF Inconel 718 在竣工表面条件下的实验数据和预测疲劳寿命<sup>[153]</sup>

Fig.4 Experimental data and predicted fatigue life for L-PBF Inconel 718 under as-built surface conditions<sup>[153]</sup>

Romano 等<sup>[155]</sup>在对 SLM-AlSi10Mg 的研究中得出结论, 塑性在 AM 零件的疲劳强度中起着重要作用, 并且通过采用 J 积分来使用 EPFM 方法。Torries 等<sup>[156]</sup>也使用了这种方法, 并用从 LPBF-316L 不锈钢和 Ti-6Al-4V 试样的断裂表面测得的有效缺陷面积的平方根来代替裂纹长度。得出结论, 这种方法令人满意地符合他们的疲劳试验结果, 并且与应变寿命

疲劳数据相比，减少了分散。结果表明， $\Delta J_{\text{eff}}$ 可以解释AM过程固有的内部缺陷，并减少LPBF-AM 316L不锈钢和Ti-6Al-4V试样疲劳响应的分散性。

将 $\Delta J_{\text{eff}}$ FGC模型应用于阈值条件<sup>[157]</sup>，根据这一概念，尺寸为a的短裂纹的不扩展条件可计算为：

$$\Delta\sigma_{\omega} = \Delta\sigma \cdot \Delta J_{\text{eff}}(a, \Delta\sigma) = \Delta K_{\text{th,eff}}^2 \cdot E' \quad (60)$$

$$\Delta J_{\text{eff}} = Y^2 \pi \sqrt{\text{area}} \left[ \frac{\Delta\sigma_{\text{eff}}^2}{E'} + \frac{3\Delta\sigma_{\text{eff}} \Delta\varepsilon_{\text{p,eff}}}{4\sqrt{n'}} \right] \quad (61)$$

Y是形状因子，其值取决于缺陷是表面缺陷还是内部缺陷， $n \geq 1$ 是Ramberg-Osgood关系式中的循环应变硬化指数， $E'$ 是弹性模量。 $\Delta\sigma_{\text{eff}}$ 是应力范围表示 $\Delta\sigma_{\text{eff}} = \sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{cl}}$ ，其中 $\sigma_{\text{max}}$ 为最大应力， $\sigma_{\text{cl}}$ 为塑性诱发裂纹闭合理论相关的裂纹闭合应力。 $\Delta\varepsilon_{\text{p,eff}}$ 为有效塑性应变范围，表示为 $\varepsilon_{\text{max}} - \varepsilon_{\text{op}} - E' / \Delta\sigma_{\text{eff}}$ ，其中 $\varepsilon_{\text{op}}$ 为裂尖张开应变， $\varepsilon_{\text{max}}$ 为最大应变。

由于 $\Delta J_{\text{eff}}$ 可以包括缺陷的形状、尺寸、位置和尖端的塑性变形，因此建议获得的 $\Delta J_{\text{eff}}$ 疲劳寿命关系比应变-寿命关系具有更好的分散性，如图5。 $\Delta J_{\text{eff}}$ 与疲劳寿命的关系令人满意地模拟了LPBF-Ti-6Al-4V和LPBF-316L不锈钢的疲劳寿命。此外与应变-寿命关系相比， $\Delta J_{\text{eff}}$ 效应-寿命关系的分散性降低。

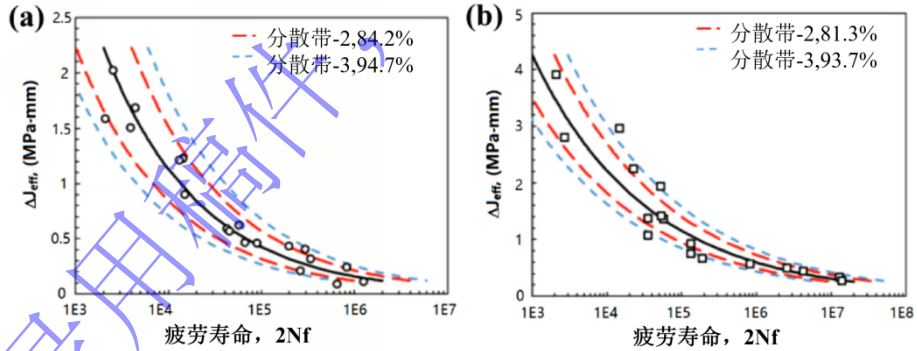


图5 LPBF-AM (a) 316L 不锈钢和 (b) Ti-6Al-4V 试样的 $\Delta J_{\text{eff}}$ 与疲劳寿命<sup>[156]</sup>

Fig.5 Fatigue life of (a) 316L stainless steel (b) Ti-6Al-4V specimens produced by LPBF-AM<sup>[156]</sup>

McDowell等<sup>[158]</sup>提出的多阶段疲劳(Multi-Stage Fatigue, MSF)模型是一个众所周知的金属微观结构敏感疲劳模型，裂纹的孕育包括了裂纹成核和裂纹再扩展。缺口根部平均循环塑性剪切应变振幅应由断裂或脱粘颗粒和不同尺寸孔隙的有限元分析确定。采用循环裂纹尖端位移(CTD)来分析小裂纹扩展行为，描述了微观结构非均匀性的影响。该模型适用于量化微观结构特征对各种材料疲劳寿命的影响，包括AISI316L不锈钢，以及LPBF和锻造Ti-6Al-4V<sup>[159]</sup>。Xue等<sup>[160]</sup>将MSF模型应用于增材制造AISI316L不锈钢，重点关注循环塑性和疲劳行为，而Torries等<sup>[77]</sup>采用该模型预测打印的Ti-6Al-4V试样在竣工和热处理条

件下的疲劳寿命。他们进行了应变控制的等幅试验，载荷比为  $R=1$ 。使用光学显微镜和 XR-CT 表征微观结构特征，并用其尺寸、位置和最近邻距离指定断裂表面上的孔隙。疲劳寿命分三个阶段进行研究：

$$N_{\text{total}} = N_{\text{INC}} + N_{\text{MSC}} + N_{\text{LC}} \quad (62)$$

根据修正的 Coffin-Manson 关系， $N_{\text{INC}}$  被定义为缺陷处的裂纹潜伏寿命，表示为：

$$C_{\text{INC}} N_{\text{INC}}^{\alpha} = \beta \quad (63)$$

$$\beta = \frac{\Delta \gamma_{\text{max}}^{p^*}}{2} \quad (64)$$

其中， $C_{\text{INC}}$  和  $\alpha$  可以基于宏观 Coffin-Manson 数据拟合来选择，非局部损伤参数  $\beta$  与局部平均最大塑性剪切应变幅值相关。 $N_{\text{MSC}}$  是裂纹扩展依赖于裂纹尖端位移范围 CTD 的寿命。 $N_{\text{MSC}}$  也可以通过使用疲劳指标参数(FIP)的函数来估算。

为了节省成本和时间，可以将金属材料的成分组成、测试环境条件等因素作为特征输入到机器学习模型中，以实现金属材料服役行为的准确预测。张国栋等<sup>[61]</sup>利用机器学习算法建立了涡轮盘低周疲劳循环次数与夹杂物距涡轮盘表面的距离以及夹杂物的尺寸之间的定量预测模型。结果表明，通过支持向量回归、随机森林、梯度提升机、核岭回归和套索回归等不同模型的计算对比发现，梯度提升树算法能够更好地预测疲劳寿命。

Lei 等<sup>[62]</sup>建立了一个包含 LPBF 制造的 Hastelloy X 材料特性的疲劳试验结果数据库，以建立一个用于疲劳寿命预测的机器学习框架，为了准确捕捉各种因素对疲劳寿命的复杂影响，在基于机器学习的框架内，利用深度神经网络和支持向量机进行了优化。通过将基于机器学习的方法与传统的寿命预测方法进行比较，表明机器学习技术可以超越与疲劳过程相关的物理限制，为疲劳寿命的预测做出贡献。

### 3.粉末冶金材料疲劳改善策略

#### 3.1 表面结构及应力状态的优化

对于粉末冶金材料，表层硬度是十分重要的，喷丸强化技术是粉末冶金烧结材料最为常用的低成本表面致密化方法之一，该技术利用高速介质冲击表面，压实材料表层的孔隙造成材料表面的塑性变形，使晶格会发生部分畸变，产生硬化效果<sup>[63]</sup>，从而提高材料的疲劳寿命<sup>[64, 65]</sup>。Metinöz 等<sup>[66]</sup>采用了陶瓷丸喷丸方法可使烧结硬化 Fe-1.5Mo-2Cu-0.65C 钢的抗接触疲劳性能提高 30%。Molinari 等<sup>[67]</sup>研究了喷丸处理对 7.1 g/cm<sup>3</sup> 烧结 Fe-3Cr-1.5Mo-0.5C 钢平面弯曲疲劳强度的影响。通过改变喷丸强化参数，喷丸直径为 0.4 mm 的钢丸（1%C 和 0.8%Mn），喷丸强度为 12 AlmenA（以常规 A 型带材测量），形成了接近完全致密的强化层，强化层厚度为 50 μm，平面弯曲疲劳强度提高 30 %。Zhang 等<sup>[68]</sup>研究了丸粒类型（ASH110 钢丸、AZB300 陶瓷丸和 CW35 强化钢丸）对具有粗糙表面的 LPBF-304L 不锈钢的表面强化和疲劳寿命的影响，研究表明采用高硬度、高变形抗力的小尺寸陶瓷丸可以实现更大的穿透深度，能在不规则未熔合缺陷周围诱导细化结构并产生残余压应力，从而限制疲劳裂纹的萌生和扩展。

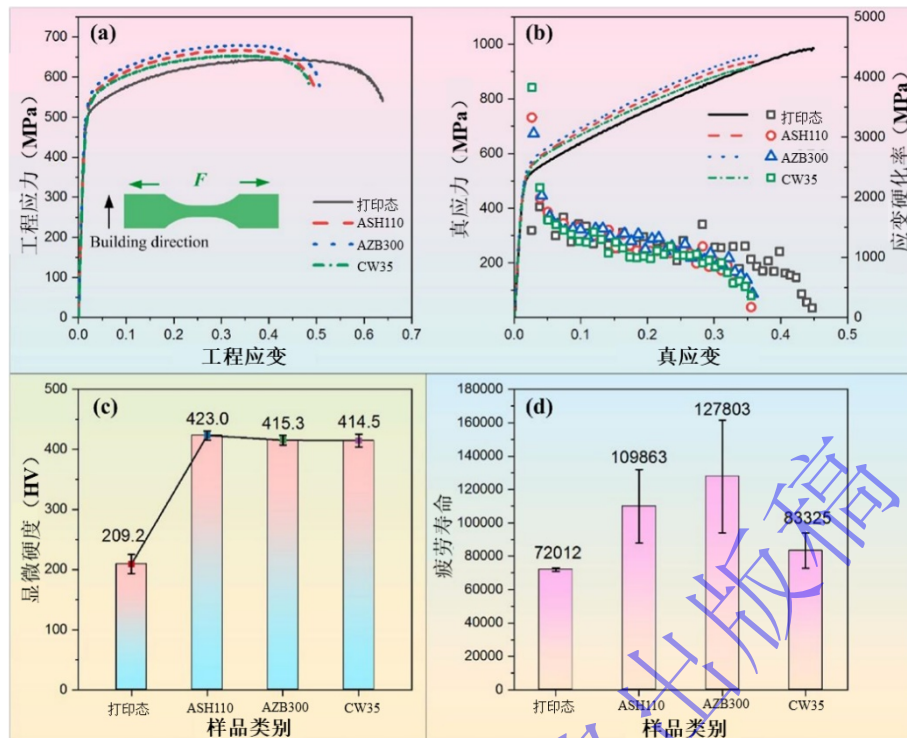


图 6 不同喷丸样品的力学性能: (a)工程应力-应变曲线; (b)真应力-应变和应变硬化率曲线; (c)显微硬度; (d)应力幅为 500MPa 时的疲劳寿命<sup>[168]</sup>

Fig.6 Mechanical properties of different samples: (a) engineering stress-strain curves; (b) true stress-strain and strain hardening rate curves; (c) microhardness; (d) fatigue life at a stress amplitude of 500MPa<sup>[168]</sup>

通过渗碳、渗氮和渗硼等表面热化学处理也可改善疲劳性能<sup>[169]</sup>。李林涛等<sup>[170]</sup>研究了 0.3CCrW 新型渗氮轴承钢, 研究表明渗氮后的化合物层是纳米 VN 增强  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N 组成的复合结构, 扩散层以 VN 和 M<sub>3</sub>C 增强, 化合物层与扩散层结合良好, 渗氮后轴承钢旋转弯曲疲劳强度为 850 MPa, 寿命在 10<sup>4</sup>-10<sup>6</sup> 基础上提高 2-3 个数量级。归静芝等<sup>[171]</sup>针对 H13 钢, 表面机械研磨后在 420 °C 渗氮 4 h, 形成了厚度约 120  $\mu$ m 的塑性变形层, 主要由  $\epsilon$ -Fe<sub>3</sub>N 和  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N 两相组成,  $\epsilon$ -Fe<sub>3</sub>N 相含量为 81.1 %,  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N 相含量为 18.9 %。塑性变形层硬度约为 1102.5 HV<sub>0.1</sub>, 表现出更好的抗疲劳性能。彭文屹等<sup>[172]</sup>研究了 H13 钢渗硼层在 3000 周次热疲劳试验后, 渗层形貌和相组成的变化, 渗硼层主要相为 Fe<sub>2</sub>B、FeB、 $\alpha$ -Fe 以及 Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> 和硼铁化合物 Fe<sub>23</sub>(CB)<sub>6</sub>。一般来说, 渗硼层不但由渗硼粉末成分和工艺决定, 而且由基体成分决定<sup>[173]</sup>。Hernández 等<sup>[174]</sup>针对 H13 热作模具钢, 在 800 °C 渗硼 1 h 和 5 h, 在 580 °C 渗氮 1 h, 采用接触疲劳对 H13 钢表面形成的硼化物层和氮化物层进行了分析, 结果表明, 渗硼 5 h 较厚的硼化物层表现出较大的开裂和中等程度的剥落, 渗硼 1 h 较薄的硼化物层有较好的抗接触疲劳性能, 在氮化层方面, 只观察到内聚破坏没有观察到剥落, 尽管渗硼 1 h 和渗氮 1 h 都只出现内聚损伤, 但氮化过程扩展的扩散区相比渗硼更有优势。

### 3.2 添加纳米粒子细化晶粒

近年来, 纳米粒子因其能够增强合金疲劳行为, 成为人们关注的领域。微观组织细化是纳米颗粒改善钢合金疲劳性能的主要机制之一<sup>[175]</sup>。纳米粒子可以促进钢中较小晶粒的形成, 提高强度及对疲劳裂纹萌生和扩展的抵抗力<sup>[176, 177]</sup>。常见的可提高疲劳性能的纳米颗粒有 SiC、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、TiN、碳纳米管 CNT、多壁碳纳米管 MWCNT、SiO<sub>2</sub>、TiO<sub>2</sub>、ZrB<sub>2</sub>、WC 等, 金属基纳米复合材料通常设计用于承受非常高的疲劳载荷循环次数, 进入通常定义为 N $\geq$ 10<sup>7</sup> 次循环的超高循环疲劳状态。

将纳米级颗粒( $< 100\text{ nm}$ )结合到金属基质中, 会形成金属基质纳米复合材料。金属基纳米复合材料可以提高强度、延展性和断裂韧性且纳米颗粒可以帮助填充微观结构缺陷并减少疲劳失效的可能性。例如, Wang 等<sup>[178]</sup>研究了添加纳米粒子的 304L 不锈钢裂纹部件的疲劳寿命, 研究表明通过添加 WC 纳米粒子显著提高激光修复零件的疲劳寿命, 特别是在高周疲劳条件下。此外, 修复区域的微观结构表明, WC 纳米颗粒具有细化再结晶晶粒的潜力, 见图 7 (a) 和 (b)。

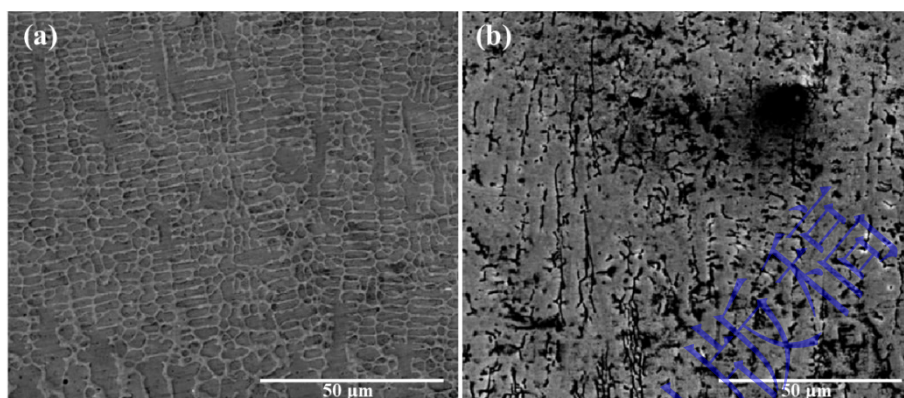


图 7 层截面显微结构: (a)添加 WC 纳米颗粒; (b)不添加 WC 纳米颗粒<sup>[178]</sup>

Fig.7 Cross-sectional microstructure: (a) with the addition of WC nanoparticles; (b) without the addition of WC nanoparticles<sup>[178]</sup>

Wang 等<sup>[179]</sup>发现含有纳米粒子的 50CrVA 弹簧钢比含有微米粒子的 50CrVA 弹簧钢获得了更高的疲劳强度。含有微米粒子 ( $10.5\text{--}17\ \mu\text{m}$ ) 的 50CrVA 的疲劳寿命范围为  $43\text{--}63.5\times 10^3$  循环, 而含有纳米颗粒 ( $10\text{--}100\text{ nm}$ ) 的 50CrVA 的疲劳寿命范围为  $208\text{--}242\times 10^3$  循环, 提高了 4 倍左右。Chestera 等<sup>[180]</sup>制造了用碳纳米管 CNT 和铁纳米颗粒增强的 1084 碳钢, 复合材料将高周疲劳强度提高了 350 % 以上。Senthilkumar 等<sup>[181]</sup>比较了微米和纳米尺寸  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒增强的 AA2014 合金的疲劳性能。研究发现, 与微米尺寸的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒相比, 纳米尺寸的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒的复合材料显示出更长的疲劳寿命, 这是由于纳米尺寸的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒有效地阻止位错运动。当增强颗粒尺寸缩小到纳米级时, 颗粒和位错之间的相互作用变得非常显著。Lin 等<sup>[182]</sup>通过激光冲击喷丸和激光烧结相结合的混合表面处理, 对 TiN 纳米粒子和微米级铁粉增强的 AISI 4140 钢进行实验, 证明将纳米粒子掺入复合材料中会增加位错密度, 并在激光冲击与纳米复合材料相互作用期间充当阻止位错运动的销钉。因此残余应力和位错密度都稳定, 这是获得更高疲劳特性的原因。

各种研究表明, 金属基复合材料的疲劳性能随着增强纳米粒子的添加而呈现明显改善。含有 SiC、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、MWCNT 等增强材料的金属基纳米复合材料的疲劳寿命通常在  $10^5\text{--}10^7$  次循环范围内, 如图 8 所示。MWCNT 其极限拉伸强度是钢的许多倍<sup>[183]</sup>, 这种优越的疲劳性能归因于多壁碳纳米管的独特性能<sup>[184]</sup>。对于钢和钛合金, 虽然关于纳米颗粒对其疲劳行为的影响的研究有限, 但现有的研究表明纳米颗粒的加入可以增强疲劳强度。



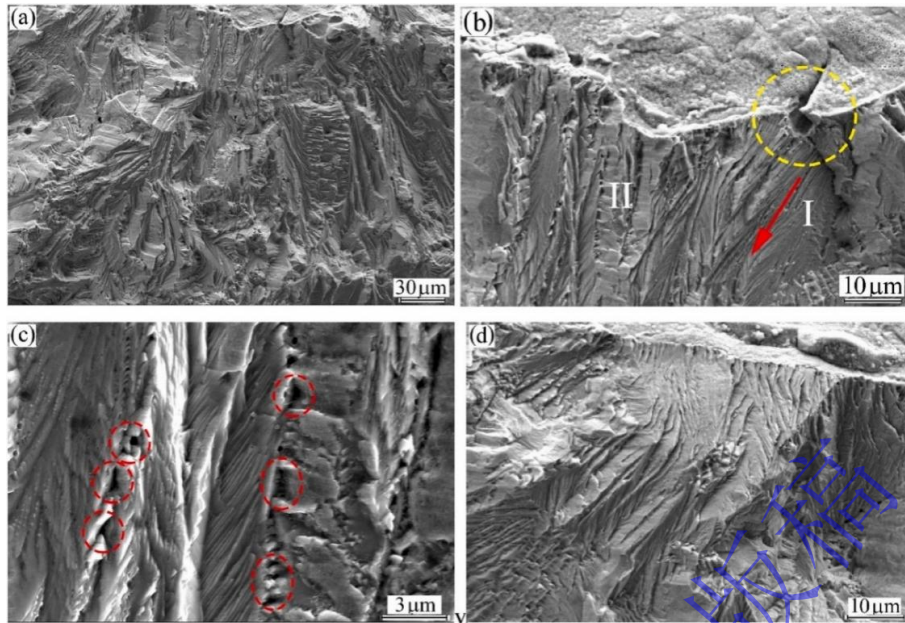


图9 应力幅为 175 MPa 时疲劳热处理后 316L 断裂表面的 SEM 图像：(a)裂纹萌生部位全视图；(b) (a)中裂纹萌生部位放大图；(c) (b)中 II 区放大图；(d) 断裂表面上的持久滑移带<sup>[191]</sup>

Fig.9 SEM images of the fracture surface of heat-treated 316L after fatigue at a stress amplitude of 175 MPa: (a) full view of the crack initiation site; (b) magnified view of the crack initiation site in (a); (c) magnified view of region II in (b); (d) persistent slip bands on the fracture surface<sup>[191]</sup>

Qiu 等<sup>[192]</sup>将冷等静压+快速热处理应用于热轧后的粉末冶金 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 合金，在 830 °C 变形量为 91 %，然后 830 °C 退火 4 h，随后快速热处理制度为 850-950 °C 固溶处理 600 °C 时效 8 h，研究其力学性能的演变以及残余气孔对其性能的影响。通过热轧和退火，得到细小均匀的  $\alpha+\beta$  组织，残余气孔减少。尽管在较高的失效循环次数下，残余孔隙的负面影响随着其对亚表面裂纹起裂区的影响而增加，但二次  $\alpha$  相对疲劳裂纹扩展的良好抵抗能力仍然显著提高了疲劳强度，提高了约 300 MPa，见图 10。

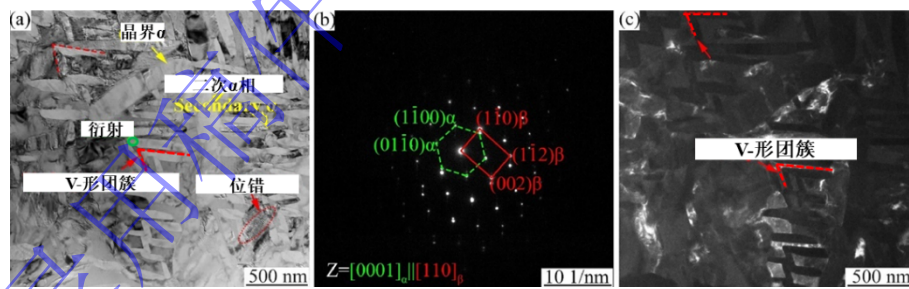


图 10 910°C+600°C 时效 8h 样品 (a) 亮场 TEM 图像；(b) 样品的 SAED 光斑；(c) 暗场 TEM 图像<sup>[192]</sup>

Fig.10 (a) Bright-field TEM image of the sample aged at 910°C + 600°C for 8 hours; (b) SAED pattern of the sample; (c) Dark-field TEM image<sup>[192]</sup>

Zhan 等<sup>[21]</sup>针对 Ti-6Al-4V 钛合金，在热等静压的技术上，通过精心优化热处理技术 1050 °C 固溶处理 4 min-500 °C 时效 6h 的工艺，获得了近似无孔隙的增材制造显微结构，微观组织如图 11 所示。其高周疲劳性能达到了 1 GPa，超过了所有增材制造和锻造的钛合金及其他材料的疲劳性能。此外，Wang<sup>[193]</sup>对回火和未回火的 Fe-2.46C-4.2Cr-3.1Mo-4.2W-8V 烧结材料的疲劳强度进行对比，发现烧结回火后的材料的疲劳强度比未回火的稍大，回火提高了材料的韧性。

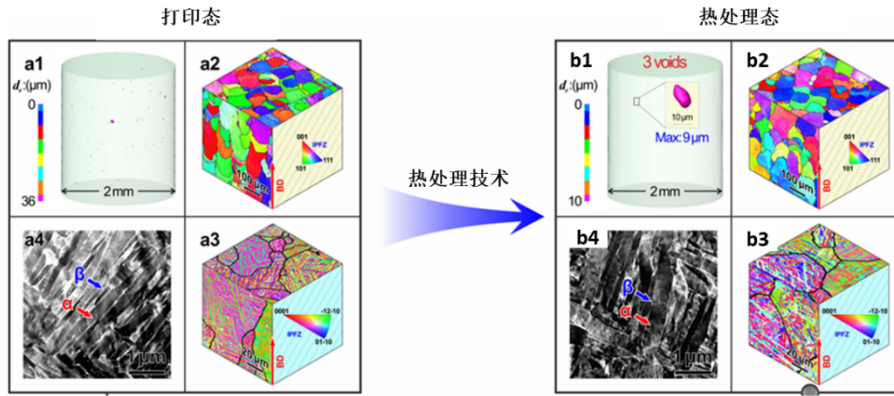


图 11 打印状态和其他三种状态的微孔分布和微观结构: (a) AM 打印态; (b) 热处理后 Net-AM 态<sup>[21]</sup>

Fig.11 Micropore distribution and microstructure of the as-printed state and three other conditions: (a) AM as-printed state; (b) Net-AM post-heat treatment state<sup>[21]</sup>

### 3.4 改善夹杂物策略

材料的疲劳性与其洁净度密切相关<sup>[194]</sup>, 夹杂物过大会显著降低材料的疲劳性能<sup>[195, 196]</sup>。由于夹杂物与母材的弹性、塑性和热性不同, 在热处理后的冷却过程中和加载过程中, 会造成应力场的非均匀性。一般来说, 钢中非金属夹杂较多, 主要为钢中的非金属元素如 C、N、S、P 和 O 的化合物, 以 O、P、S 化合物为主。夹杂物按硬度的不同可以分为硬夹杂物 (弹性模量大于基体) 和软夹杂物 (弹性模量小于基体)。典型的硬夹杂物包括  $Al_2O_3$ 、TiN、 $SiO_2$  等, 软夹杂物则有 MnS、CaO、MnO、MgO 等。

一般来说当剪切应力达到最大时, 疲劳裂纹开始从夹杂物中生长混合扩展<sup>[197]</sup>, 故人们通过脱氧剂, 如 Al 元素、Ti 元素、Ca 元素及稀土元素等来控制夹杂物的种类与形貌。稀土元素与氧、硫等形成夹杂物的元素有很强的亲和力, 反应产物可以作为形核核心, 可以有效细化夹杂物的尺寸<sup>[198-201]</sup>。2020 年 Yang 等<sup>[202]</sup>使用 La-Ce 混合稀土对 GCr15 轴承钢中非金属夹杂物进行改性处理, 其 S-N 曲线如图 12 所示, 改性后的 RE-GCr15 轴承钢试件具有较好的疲劳性能。

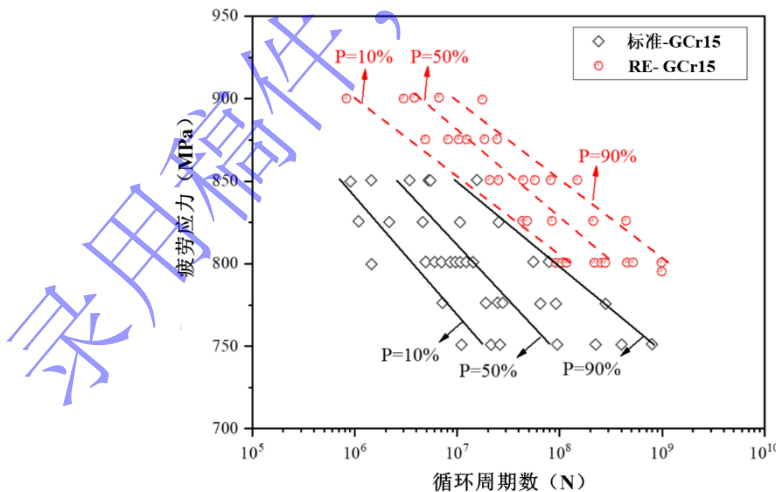


图 12 稀土改性前后 GCr15 轴承钢的 S-N 曲线<sup>[202]</sup>

Fig.12 S-N curves of GCr15 bearing steel before and after rare earth modification<sup>[202]</sup>

从 Basquin 方程拟合 S-N 曲线的角度出发, 对 Murakami 模型<sup>[203]</sup>进行扩展, 其模型表达式为:



$$\sigma_a = 1.12 \frac{2^b (H_V + 120)^{9/8}}{(\sqrt{\text{area}})^{1/8}} N_f^b \quad (3)$$

该模型将 Basquin 方程<sup>[204]</sup>引入模型中，可以有效的预测出不同循环周次下，夹杂物与疲劳寿命之间的关系，经过实验验证，发现疲劳寿命在  $10^6$ - $10^9$  循环周次下测试效果最佳，可以根据夹杂物尺寸精确地给出钢材的疲劳极限。

此外，夹杂物的形状也对疲劳性能有所影响，夹杂物的形状约不规则，其曲率半径越小，钢材的疲劳性能越差。但由于夹杂物在基体中的存在形式过于复杂，很难对其进行定量研究。由以上可知，夹杂物形状参数中尺寸对基体疲劳性能影响程度最大，第二为夹杂物的表面粗糙度，第三为夹杂物的曲率半径。

#### 4.结论与展望

粉末冶金材料的疲劳性能研究是一个非常重要且复杂的任务。由于影响疲劳性能的因素众多，表面和内部缺陷、致密度、残余应力和显微组织均会影响粉末冶金金属的疲劳性能。在排除宏观缺陷的影响外，组织形貌是影响粉末冶金疲劳性能的主要因素。可通过合金化处理、细化晶粒、表面改性、改变微观结构和后/热处理等方法来提高零件的疲劳性能。

由于目前对粉末冶金铁基材料的疲劳性能研究较少，未来的研究将更加注重提高粉末冶金铁基材料的疲劳性能，增强其在循环载荷作用下的耐久性和可靠性，以满足更为严苛的应用需求。因此未来的研究需要更加注重以下几个方面：

(1) 成分优化与合金设计：通过调整合金元素的种类和比例，改善材料的力学性能和疲劳寿命，增强其抵抗疲劳裂纹扩展的能力。

(2) 制备工艺创新：探索新的制备技术，如热压烧结、微波烧结等，有效提高材料的密度和力学性能，减少内部缺陷，提高疲劳性能。

(3) 表面处理与涂层技术：表面处理技术，如喷丸、滚压、渗碳等，引入残余压应力，提高材料的表面硬度，阻碍疲劳裂纹的起始和扩展。涂层技术也可以提供腐蚀防护和磨损抵抗，进一步延长材料的疲劳寿命。

(4) 微观结构控制：通过优化烧结工艺和后处理方法，可以获得更均匀和致密的微观结构，从而提高材料的疲劳寿命。

## 参考文献

- [1] Kianian B. Comparing Acquisition and Operation Life Cycle Costs of Powder Metallurgy and Conventional Wrought Steel Gear Manufacturing Techniques. *Procedia CIRP*, 2019, 81: 1101.
- [2] Lu Z, Wei D, Wei P, et al. Contact fatigue performance and failure mechanisms of Fe-based small-module gears fabricated using powder metallurgy technique. *J Mater Res Technol*, 2023, 26: 1412.
- [3] Zerbst U, Bruno G, Buffière J-Y, et al. Damage tolerant design of additively manufactured metallic components subjected to cyclic loading: State of the art and challenges. *Prog Mater Sci*, 2021, 121: 100786.
- [4] Liu J X, Wu R W. Fatigue Characteristics of High-Strength Sintered Steel by Powder Metallurgy. *Powder Metal Tech*, 1987, (02): 73.  
(刘建新, 吴荣伟. 粉末冶金高强度烧结钢的疲劳特性. 粉末冶金技术, 1987, (02): 73.)
- [5] Foti P, Razavi N, Fatemi A, et al. Multiaxial fatigue of additively manufactured metallic components: A review of the failure mechanisms and fatigue life prediction methodologies. *Prog Mater Sci*, 2023, 137: 101126.
- [6] Jiang R, Song Y, Reed P. Fatigue crack growth mechanisms in powder metallurgy Ni-based superalloys—A review. *Int J Fatigue*, 2020, 141: 105887.
- [7] Liu M, Zou T, Wang Q, et al. Microstructure evolution, failure mechanism and life prediction of additively manufactured Inconel 625 superalloy with comparable low cycle fatigue performance. *Int J Fatigue*, 2024, 181: 108142.
- [8] Liu L, Gao H S, Wang J D, et al. Combined high and low cycle fatigue analysis of FGH96 alloy under high temperature conditions. *Mater Today Commun*, 2024, 38: 108053.
- [9] Du L, Pan X, Hong Y. New insights into microstructure refinement in crack initiation region of very-high-cycle fatigue for SLM Ti-6Al-4V via precession electron diffraction. *Materialia*, 2024, 33: 102008.
- [10] Chahal V, Taylor R M. A review of geometric sensitivities in laser metal 3D printing. *Virtual and Physical Prototyping*, 2020, 15(2): 227.
- [11] Hosseini E, Popovich V A. A review of mechanical properties of additively manufactured Inconel 718. *Addit Manuf*, 2019, 30.
- [12] Braun M, Mayer E, Kryukov I, et al. Fatigue strength of PBF-LB/M and wrought 316L stainless steel: effect of post-treatment and cyclic mean stress. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2021, 44(11): 3077.
- [13] Hatami S, Ma T, Vuoristo T, et al. Fatigue Strength of 316 L Stainless Steel Manufactured by Selective Laser Melting. *J Mater Eng Perform*, 2020, 29(5): 3183.
- [14] Razavi N, Ferro P, Berto F, et al. Fatigue strength of blunt V-notched specimens produced by selective laser melting of Ti-6Al-4V. *Theor Appl Fract Mech*, 2018, 97: 376.
- [15] Solberg K, Guan S, Razavi N, et al. Fatigue of additively manufactured 316L stainless steel: The influence of porosity and surface roughness. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2019, 42(9): 2043.
- [16] Jaskari M, Mäkikangas J, Järvenpää A, et al. Effect of High Porosity on Bending Fatigue Properties of 3D Printed AISI 316L Steel. *Procedia Manufacturing*, 2019, 36: 33.
- [17] Al-Maharma A Y, Patil S P, Markert B. Effects of porosity on the mechanical properties of additively manufactured components: a critical review. *Materials Research Express*, 2020, 7(12): 122001.
- [18] Kan W H, Chiu L N S, Lim C V S, et al. A critical review on the effects of process-induced porosity on the mechanical properties of alloys fabricated by laser powder bed fusion. *J Mat Sci*, 2022, 57(21):

---

9818.

[19] Zehua L, Dong W, Peitang W, et al. Contact fatigue performance and failure mechanisms of Fe-based small-module gears fabricated using powder metallurgy technique. *J Mater Res Technol*, 2023, 26.

[20] Tammas-Williams S, Withers P J, Todd I, et al. The Influence of Porosity on Fatigue Crack Initiation in Additively Manufactured Titanium Components. *Sci Rep*, 2017, 7(1).

[21] Qu Z, Zhang Z, Liu R, et al. High fatigue resistance in a titanium alloy via near-void-free 3D printing. *Nature*, 2024, 626(8001): 999.

[22] Wu L, Khan D F, Zhang C, et al. Microstructure and mechanical characterization of additively manufactured Fe11Cr8Ni5Co3Mo martensitic stainless steel. *Mater Charact*, 2023, 203: 113106.

[23] Wang A G, An X H, Gu J, et al. Effect of grain size on fatigue cracking at twin boundaries in a CoCrFeMnNi high-entropy alloy. *J Mater Sci Technol*, 2020, 39: 1.

[24] Lu K, Chauhan A, Tirunilai A S, et al. Deformation mechanisms of CoCrFeMnNi high-entropy alloy under low-cycle-fatigue loading. *Acta Mater*, 2021, 215: 117089.

[25] Tian Y Z, Sun S J, Lin H R, et al. Fatigue behavior of CoCrFeMnNi high-entropy alloy under fully reversed cyclic deformation. *J Mater Sci Technol*, 2019, 35(3): 334.

[26] Diller J, Blankenhagen J, Siebert D, et al. Combined effect of surface treatment and heat treatment on the fatigue properties of AISI 316L, manufactured by powder bed fusion of metals using a laser (PBF-LB/M). *Int J Fatigue*, 2024, 178: 108025.

[27] Pan X, Du L, Qian G, et al. Microstructure features induced by fatigue crack initiation up to very-high-cycle regime for an additively manufactured aluminium alloy. *J Mater Sci Technol*, 2024, 173: 247.

[28] Wang H P, Chen D. Research Progress on Fatigue Crack Initiation and Propagation in Powder High-Speed Steel. *Powder Metal Tech*, 2016, 34(04): 300.

(王辉平, 陈鼎. 粉末高速钢疲劳裂纹萌生与扩展的研究进展. 粉末冶金技术, 2016, 34(04): 300.)

[29] Carabajar S, Verdu C, Hamel A, et al. Fatigue behaviour of a nickel alloyed sintered steel. *Mater Sci Eng A*, 1998, 257(2): 225.

[30] Guo R J, S.S-L, F.Chagnon, Yin H Y. Dynamic Mechanical Properties of Sintered Molybdenum Steel. *Powder Metal Tech*, 2003, (06): 338.

(郭瑞金 S S-L, F.Chagnon, 印红羽. 烧结钼钢的动力学性能. 粉末冶金技术, 2003, (06): 338.)

[31] Prasad S N, Mediratta S R, Sarma D S. Influence of austenitisation temperature on the structure and properties of weather resistant steels. *Mat Sc Eng Str Mat Pro Micro Pro*, 2003, 358(1-2): 288.

[32] Ramprabhu T, Sriram S S, Boopathy K, et al. Effect of copper addition on the fatigue life of low alloy C-Mo powder metallurgy steel. *Metal Powder Report*, 2011, 66(3): 28.

[33] Ritchie R O, Chang V, Paton N E. INFLUENCE OF RETAINED AUSTENITE ON FATIGUE CRACK PROPAGATION IN HP 9-4-20 HIGH STRENGTH ALLOY STEEL. *Fatigue Fract Eng M*, 1979, 1: 107.

[34] Abdoos H, Khorsand H, Shahani A R. Fatigue behavior of diffusion bonded powder metallurgy steel with heterogeneous microstructure. *Mater Design*, 2009, 30(4): 1026.

[35] Li D, Zhang Z, Li S, et al. Microstructure, mechanical properties and fatigue crack growth behavior of an Al-Zn-Mg-Cu-Si-Zr-Er alloy fabricated by laser powder bed fusion. *Int J Fatigue*, 2023, 172: 107636.

[36] Zhang L, Liu Z, Sun H, et al. Dynamic properties of high-density low-alloy PM steels. *Powder Metall*, 2017, 60(1): 56.

[37] Hémerly S, Bertheau D, Hamon F. Microtexture effects on fatigue and dwell-fatigue lifetimes of Ti-

- 
- 6A1-4V. *Int J Fatigue*, 2024, 179: 108068.
- [38] Thompson N, Wadsworth N, Louat N. Xi. The origin of fatigue fracture in copper. *The Philosophical Magazine: J The Exper App Phy*, 1956, 1(2): 113.
- [39] Lim L C. Surface intergranular cracking in large strain fatigue. *Acta Metall*, 1987, 35(7): 1653.
- [40] Hall E O. The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results. *Pro Phy Soc Sect B*, 1951, 64(9): 747.
- [41] Petch N J. The Cleavage Strength of Polycrystals. *J Iron Steel Inst*, 1953.
- [42] Kim W H, Laird C. Crack nucleation and stage I propagation in high strain fatigue—I. Microscopic and interferometric observations. *Acta Metall*, 1978, 26(5): 777.
- [43] Kim W H, Laird C. Crack nucleation and stage I propagation in high strain fatigue—II. mechanism. *Acta Metall*, 1978, 26(5): 789.
- [44] Zhang Z F, Wang Z G. Effects of grain boundaries on cyclic deformation behavior of copper bicrystals and columnar crystals. *Acta Mater*, 1998, 46(14): 5063.
- [45] Zhang Z F, Wang Z G. Grain boundary effects on cyclic deformation and fatigue damage. *Prog Mater Sci*, 2008, 53(7): 1025.
- [46] Clauer A H, Wilcox B A, Hirth J P. Dislocation substructure induced by creep in molybdenum single crystals. *Acta Metall*, 1970, 18(3): 381.
- [47] Liu X, Miao Q, Zhang H, et al. Primary Cardiac Pheochromocytoma Involving Both Right and Left Atria. *The Annals of Thoracic Surgery*, 2013, 95(1): 337.
- [48] Sangid M D, Maier H J, Sehitoglu H. The role of grain boundaries on fatigue crack initiation – An energy approach. *International Journal of Plasticity*, 2011, 27(5): 801.
- [49] Zhai T, Martin J W, Briggs G A D. Fatigue damage in aluminum single crystals—I. On the surface containing the slip burgers vector. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1995, 43(10): 3813.
- [50] Cheng A S, Laird C. FATIGUE LIFE BEHAVIOR OF COPPER SINGLE CRYSTALS. PART I: OBSERVATIONS OF CRACK NUCLEATION. *Fatigue Fract Eng M*, 1981, 4: 331.
- [51] Essmann U, Gösele U, Mughrabi H. A model of extrusions and intrusions in fatigued metals I. Point-defect production and the growth of extrusions. *Philosophical Magazine*, 1981, 44: 405.
- [52] Wang Z G, Li X W, Zhang Z F, et al. Cyclic deformation and fatigue damage behavior of Cu monocrystals, bicrystals and tricrystals. *J Mater Sci Technol*, 2009, 15: 489.
- [53] Li L, Zhang Z, Zhang P, et al. A review on the fatigue cracking of twin boundaries: Crystallographic orientation and stacking fault energy. *Prog Mater Sci*, 2023, 131: 101011.
- [54] Christian J W, Mahajan S. Deformation twinning. *Prog Mater Sci*, 1995, 39(1): 1.
- [55] An X H, Wu S D, Wang Z G, et al. Significance of stacking fault energy in bulk nanostructured materials: Insights from Cu and its binary alloys as model systems. *Prog Mater Sci*, 2019, 101: 1.
- [56] Yu P, Feng R, Du J, et al. Phase transformation assisted twinning in a face-centered-cubic FeCrNiCoAl<sub>0.36</sub> high entropy alloy. *Acta Mater*, 2019, 181: 491.
- [57] Kaneko Y, Hashimoto S, Miura S. Cracking along mechanical twin boundaries during fatigue deformation in a ferritic stainless steel crystal. *Philos Mag Lett*, 1995, 72(5): 297.
- [58] Boettner R C, McEvily Jr A J, Liu Y C. On the formation of fatigue cracks at twin boundaries. *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*, 1964, 10(103): 95.
- [59] Llanes L, Laird C. The role of annealing twin boundaries in the cyclic deformation of f.c.c. materials. *Mater Sci Eng A*, 1992, 157(1): 21.
- [60] Heinz A, Neumann P. Crack initiation during high cycle fatigue of an austenitic steel. *Acta*

---

*Metallurgica et Materialia*, 1990, 38(10): 1933.

- [61] Peralta P, Llanes L, Bassani J, et al. Deformation from twin-boundary stresses and the role of texture: Application to fatigue. *Philos Mag A*, 1994, 70(1): 219.
- [62] Wang Z, Margolin H. Mechanism for the formation of high cycle fatigue cracks at fee annealing twin boundaries. *Metall Trans A*, 1985, 16(5): 873.
- [63] Li L L, Zhang P, Zhang Z J, et al. Effect of crystallographic orientation and grain boundary character on fatigue cracking behaviors of coaxial copper bicrystals. *Acta Mater*, 2013, 61(2): 425.
- [64] Li L L, Zhang Z J, Zhang P, et al. Controllable fatigue cracking mechanisms of copper bicrystals with a coherent twin boundary. *Nature Communications*, 2014, 5(1): 3536.
- [65] Li L L, Zhang Z J, Zhang P, et al. Difference in fatigue cracking behaviors of Cu bicrystals with the same component grains but different twin boundaries. *Scripta Mater*, 2015, 95: 19.
- [66] Sangid M D, Maier H J, Sehitoglu H. A physically based fatigue model for prediction of crack initiation from persistent slip bands in polycrystals. *Acta Mater*, 2011, 59(1): 328.
- [67] Li L, Zhang Z, Zhang P, et al. Dislocation arrangements within slip bands during fatigue cracking. *Mater Charact*, 2018, 145: 96.
- [68] Basinski Z S, Basinski S J. Fundamental aspects of low amplitude cyclic deformation in face-centred cubic crystals. *Prog Mater Sci*, 1992, 36: 89.
- [69] Essmann U, Gösele U, Mughrabi H. A model of extrusions and intrusions in fatigued metals I. Point-defect production and the growth of extrusions. *Philos Mag A*, 1981, 44(2): 405.
- [70] Taniguchi T, Kaneko Y, Hashimoto S. Fatigue Lives of a Ferritic Stainless Steel Containing Deformation Twins. *Key Eng Mater*, 2007, 353-358: 283.
- [71] Fu H, Ge B, Xin Y, et al. Achieving High Strength and Ductility in Magnesium Alloys via Densely Hierarchical Double Contraction Nanotwins. *Nano Lett*, 2017, 17(10): 6117.
- [72] Zhao S, Zhang R, Yu Q, et al. Cryoforged nanotwinned titanium with ultrahigh strength and ductility. *Science*, 2021, 373(6561): 1363.
- [73] Zhang Z J, Zhang P, Li L L, et al. Fatigue cracking at twin boundaries: Effects of crystallographic orientation and stacking fault energy. *Acta Mater*, 2012, 60(6): 3113.
- [74] Zhang Z J, Li L L, Zhang P, et al. Fatigue cracking at twin boundary: Effect of dislocation reactions. *Appl Phys Lett*, 2012, 101(1).
- [75] Meyers M A, Chawla K K. *Mechanical Behavior of Materials* //, F, 1998.
- [76] Qu S, Zhang P, Wu S D, et al. Twin boundaries: Strong or weak? *Scripta Mater*, 2008, 59(10): 1131.
- [77] Torries B, Sterling A J, Shamsaei N, et al. Utilization of a microstructure sensitive fatigue model for additively manufactured Ti-6Al-4V // *proceedings of the Rapid Prototyping J*, F, 2016.
- [78] Caton M J, Jones J W, Boileau J M, et al. The effect of solidification rate on the growth of small fatigue cracks in a cast 319-type aluminum alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1999, 30(12): 3055.
- [79] Paris P C, Erdogan F. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. *Journal of Basic Engineering*, 1963, 85: 528.
- [80] Hartman A, Schijve J. The effects of environment and load frequency on the crack propagation law for macro fatigue crack growth in aluminium alloys. *Eng Fract Mech*, 1970, 1(4): 615.
- [81] Elber W. The Significance of Fatigue Crack Closure //, F, 1971.
- [82] Wang X, Zhao Y, Wang L, et al. In-situ SEM investigation and modeling of small crack growth behavior of additively manufactured titanium alloy. *Int J Fatigue*, 2021, 149: 106303.

- 
- [83] Garcia C, Lotz T, Martinez M, et al. Fatigue crack growth in residual stress fields. *Int J Fatigue*, 2016, 87: 326.
- [84] Tang W, Tang Z, Lu W, et al. Modeling and Prediction of Fatigue Properties of Additively Manufactured Metals. *Acta Mechanica Solida Sinica*, 2023, 36(2): 181.
- [85] Liu Q, Xin X J, Ma J, et al. Simulating quasi-static crack propagation by coupled peridynamics least square minimization with finite element method. *Eng Fract Mech*, 2021, 252: 107862.
- [86] Paris P, Erdogan F. A critical analysis of crack propagation laws. *Transactions of the Asme*, 1963, 85(4): 528.
- [87] Irwin G R. ANALYSIS OF STRESS AND STRAINS NEAR THE END OF A CRACK TRAVERSING A PLATE //, F, 1957.
- [88] El Haddad M H, Topper T H, Smith K N. Prediction of non propagating cracks. *Eng Fract Mech*, 1979, 11(3): 573.
- [89] Haddad M H E, Smith K N, Topper T H. Fatigue Crack Propagation of Short Cracks. *Transasme Jengmatertechnol*, 1979, 110(1): 42.
- [90] Fomin F, Horstmann M, Huber N, et al. Probabilistic fatigue-life assessment model for laser-welded Ti-6Al-4V butt joints in the high-cycle fatigue regime. *Int J Fatigue*, 2018, 116: 22.
- [91] Suraratchai M, Limido J, Mabru C, et al. Modelling the influence of machined surface roughness on the fatigue life of aluminium alloy. *Int J Fatigue*, 2008, 30(12): 2119.
- [92] Arola D, Williams C L. Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces. *Int J Fatigue*, 2002, 24(9): 923.
- [93] Forman R G, Kearney V E, Engle R M. Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic-Loaded Structures. *Journal of Basic Engineering*, 1967, 89: 459.
- [94] Shrestha S, El Rassi J, Kannan M, et al. Fracture toughness and fatigue crack growth rate properties of AM repaired Ti-6Al-4V by Direct Energy Deposition. *Mater Sci Eng A*, 2021, 823: 141701.
- [95] Zhang X, Martina F, Ding J, et al. Fracture toughness and fatigue crack growth rate properties in wire + arc additive manufactured Ti-6Al-4V. *Fatigue Fract Eng M*, 2017, 40: 790.
- [96] Jones A.C R. Fatigue crack growth and damage tolerance. *Fatigue Fract Eng M*, 2014, 37.
- [97] Jones R, Michopoulos J G, Iliopoulos A P, et al. Representing crack growth in additively manufactured Ti-6Al-4V. *Int J Fatigue*, 2018, 116: 610.
- [98] Fuchs H O, Stephens R I, Saunders H. Metal Fatigue in Engineering (1980). *Journal of Engineering Materials and Technology-transactions of The Asme*, 1981, 103: 346.
- [99] Rettenmeier P, Roos E, Weihe S, et al. Assessment of mixed mode crack propagation of crane runway girders subjected to cyclic loading. *Eng Fract Mech*, 2016, 153: 11.
- [100] Zhang W, Wang Q, Li X, et al. A Simple Fatigue Life Prediction Algorithm Using the Modified NASGRO Equation. *Mathematical Problems in Engineering*, 2016, 2016: 4298507.
- [101] Main B, Jones M, Barter S. The practical need for short fatigue crack growth rate models. *Int J Fatigue*, 2021, 142: 105980.
- [102] Takahashi Y, Shikama T, Yoshihara S, et al. Study on dominant mechanism of high-cycle fatigue life in 6061-T6 aluminum alloy through microanalyses of microstructurally small cracks. *Acta Mater*, 2012, 60(6): 2554.
- [103] Zhu X, Gong C, Jia Y-F, et al. Influence of grain size on the small fatigue crack initiation and propagation behaviors of a nickel-based superalloy at 650 °C. *J Mater Sci Technol*, 2019, 35(8): 1607.
- [104] Shyam A, Allison J E, Szczeplanski C J, et al. Small fatigue crack growth in metallic materials: A model and its application to engineering alloys. *Acta Mater*, 2007, 55(19): 6606.

- 
- [105] Bilby B A, Cottrell A H S, Swinden K H. The spread of plastic yield from a notch. *Proceedings of the Royal Society of London Series A Mathematical and Physical Sciences*, 1963, 272: 304
- [106] Shyam A, Allison J E, Jones J W. A small fatigue crack growth relationship and its application to cast aluminum. *Acta Mater*, 2005, 53(5): 1499.
- [107] Zhu S-P, Ai Y, Liao D, et al. Recent advances on size effect in metal fatigue under defects: a review. *International Journal of Fracture*, 2022, 234(1): 21.
- [108] Torabi A R, Kamyab M. Notch ductile failure with significant strain-hardening: The modified equivalent material concept. *Fatigue Fract Eng M*, 2018, 42.
- [109] Hussain M, Murthy K S R K. Calculation of mixed mode (I/II) stress intensities at sharp V-notches using finite element notch opening and sliding displacements. *Fatigue Fract Eng M*, 2019, 42.
- [110] Konečná R, Nicoletto G, Riva E. Notch fatigue behavior of Inconel 718 produced by selective laser melting. *Procedia Structural Integrity*, 2019, 17: 138.
- [111] Li Z, Shi D, Li S, et al. A systematical weight function modified critical distance method to estimate the creep-fatigue life of geometrically different structures. *Int J Fatigue*, 2019, 126: 6.
- [112] Hooreweder V, B., Moens, et al. Fatigue strength analysis of notched aluminium specimens using the highly stressed volume method. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2012.
- [113] Rex A V, Paul S K, Singh A. Influence of uniaxial and equi-biaxial tensile pre-straining on the high cycle and notch fatigue behaviour of AA2024-T4 aluminium alloy. *Theor Appl Fract Mech*, 2023, 128: 104176.
- [114] Li X-K, Chen S, Zhu S-P, et al. Probabilistic fatigue life prediction of notched components using strain energy density approach. *Eng Failure Anal*, 2021, 124: 105375.
- [115] Liao D, Zhu S-P, Correia J A F O, et al. Recent advances on notch effects in metal fatigue: A review. *Fatigue Fract Eng M*, 2020, 43(4): 637.
- [116] Liao D, Zhu S-P, Correia J A F O, et al. Computational framework for multiaxial fatigue life prediction of compressor discs considering notch effects. *Eng Fract Mech*, 2018, 202: 423.
- [117] Chen H, Chen Y, Yang Z. Coupling damage and reliability model of low-cycle fatigue and high energy impact based on the local stress-strain approach. *Chinese J Aeronaut*, 2014, 27(4): 846.
- [118] Neuber, H. Theory of Stress Concentration for Shear-Strained Prismatical Bodies With Arbitrary Nonlinear Stress-Strain Law. *J Appl Mech*, 1961, 28(4): 544.
- [119] Visvanatha S K, Straznický P V, Hewitt R L. Influence of strain estimation methods on life predictions using the local strain approach. *Int J Fatigue*, 2000, 22(8): 675.
- [120] Topper T H, Wetzell R M, Morrow J D. NEUBER'S RULE APPLIED TO FATIGUE OF NOTCHED SPECIMENS //, F, 1967.
- [121] Ran Y, Liu J, Xie L. Multiaxial fatigue life prediction method considering notch effect and non-proportional hardening. *Eng Failure Anal*, 2022, 136: 106202.
- [122] Zhu S-P, Xu S, Hao M-F, et al. Stress-strain calculation and fatigue life assessment of V-shaped notches of turbine disk alloys. *Eng Failure Anal*, 2019, 106: 104187.
- [123] Ye D, Matsuoka S, Suzuki N, et al. Further investigation of Neuber's rule and the equivalent strain energy density (ESED) method. *Int J Fatigue*, 2004, 26(5): 447.
- [124] Taylor D. CHAPTER 6 - Polymers: Brittle Fracture in Polymeric Materials The Theory of Critical Distances. Oxford; Elsevier Science Ltd. 2007.
- [125] Yang X, Wang J, Liu J. High temperature LCF life prediction of notched DS Ni-based superalloy using critical distance concept. *Int J Fatigue*, 2011, 33(11): 1470.

- 
- [126] Huang J. Low Cycle Fatigue Life Prediction of Notched DZ125 Component Based on Combined Critical Distance-Critical Plane Approach. *J Mech Eng*, 2013, 49: 109.
- [127] Zhu S-P, Liu Y, Liu Q, et al. Strain energy gradient-based LCF life prediction of turbine discs using critical distance concept. *Int J Fatigue*, 2018, 113: 33.
- [128] Weixing Y. Stress field intensity approach for predicting fatigue life. *Int J Fatigue*, 1993, 15(3): 243.
- [129] Pluvinage G. Hot spot and volumetric approaches to the high cycle fatigue of notched components. *Tech Law Ins*, 1999, 4: 145.
- [130] Krzyżak D, Robak G, Łagoda T. Equivalent Fatigue Zone in a Notched Elements Determined by Use of Non-Local Line Method with Weight Function. *Solid State Phe*, 2016, 250: 77
- [131] Qylafku G, Azari Z, Gjonaj M, et al. On the fatigue failure and life prediction for notched specimens. *Mater Sci*, 1998, 34(5): 604.
- [132] El Minor H, Louah M, Azari Z, et al. Brittle Mixed-Mode (I+II) Fracture: Application of the Equivalent Notch Stress Intensity Factor to Cracks Emanating from Notches. *Strength Mater+*, 2002, 34(6): 570.
- [133] Benedetti M, Santus C, Berto F. Inverse determination of the fatigue Strain Energy Density control radius for conventionally and additively manufactured rounded V-notches. *Int J Fatigue*, 2019, 126: 306.
- [134] Campagnolo A, Meneghetti G, Berto F, et al. Crack initiation life in notched steel bars under torsional fatigue: Synthesis based on the averaged strain energy density approach. *Int J Fatigue*, 2017, 100: 563.
- [135] Meneghetti G, Campagnolo A, Berto F, et al. Crack initiation life in notched Ti-6Al-4V titanium bars under uniaxial and multiaxial fatigue: Synthesis based on the averaged strain energy density approach. *Frattura ed Integrità Strutturale*, 2017, 11: 8.
- [136] Ellyin F. Cyclic Strain Energy Density as a Criterion for Multiaxial Fatigue Failure //, F, 2013.
- [137] Berto F, Lazzarin P, Yates J R. Multiaxial fatigue of V-notched steel specimens: a non-conventional application of the local energy method. *Fatigue Fract Eng M*, 2011, 34: 921.
- [138] Liao D, Zhu S-P. Energy field intensity approach for notch fatigue analysis. *Int J Fatigue*, 2019, 127: 190.
- [139] Liao D, Zhu S-P, Qian G. Multiaxial fatigue analysis of notched components using combined critical plane and critical distance approach. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2019, 160: 38.
- [140] Wang R-Z, Guo S-J, Chen H, et al. Multi-axial creep-fatigue life prediction considering history-dependent damage evolution: A new numerical procedure and experimental validation. *J Mech Phys Solids*, 2019, 131: 313.
- [141] Ai Y, Zhu S-P, Liao D, et al. Probabilistic modelling of notch fatigue and size effect of components using highly stressed volume approach. *Int J Fatigue*, 2019, 127: 110.
- [142] Zhu S-P, Foletti S, Beretta S. Evaluation of size effect on strain-controlled fatigue behavior of a quench and tempered rotor steel: Experimental and numerical study. *Mater Sci Eng A*, 2018, 735: 423.
- [143] Ai Y, Zhu S P, Liao D, et al. Probabilistic modeling of fatigue life distribution and size effect of components with random defects. *Int J Fatigue*, 2019, 126: 165.
- [144] Li S, Xie X, Cheng C, et al. A modified Coffin-Manson model for ultra-low cycle fatigue fracture of structural steels considering the effect of stress triaxiality. *Eng Fract Mech*, 2020, 237: 107223.



- 
- [145] Ma Z, Li C, Zhang W, et al. Modified Coffin-Manson equation to predict the fatigue life of structural materials subjected to mechanical-thermal coupling non-coaxial loading. *J Mater Sci Technol*, 2023, 160: 118.
- [146] Gao L, Sun C, Zhuang M-L, et al. Fatigue life prediction of HTRB630E steel bars based on modified coffin-manson model under pre-strain. *Structures*, 2022, 38: 28.
- [147] Günther J, Krewerth D, Lippmann T, et al. Fatigue life of additively manufactured Ti-6Al-4V in the very high cycle fatigue regime. *Int J Fatigue*, 2017, 94: 236.
- [148] Siddique S, Awd M, Tenkamp J, et al. Development of a stochastic approach for fatigue life prediction of AlSi12 alloy processed by selective laser melting. *Eng Failure Anal*, 2017, 79: 34.
- [149] Tang M, Pistorius P C. Oxides, porosity and fatigue performance of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting. *Int J Fatigue*, 2017, 94: 192.
- [150] Romano S, Brückner-Foit A, Brandão A, et al. Fatigue properties of AlSi10Mg obtained by additive manufacturing: Defect-based modelling and prediction of fatigue strength. *Eng Fract Mech*, 2018, 187: 165.
- [151] Ben D D, Yang H J, Ji H B, et al. Fatigue crack growth behavior in additive manufactured Ti6Al4V alloy with intentionally embedded spherical defect. *Mater Sci Eng A*, 2023, 885: 145612.
- [152] Gupta A, Sun W, Bennett C J. Simulation of fatigue small crack growth in additive manufactured Ti-6Al-4V material. *Continuum Mech Thermodyn*, 2020: 1.
- [153] Yadollahi A, Mahtabi M J, Khalili A, et al. Fatigue life prediction of additively manufactured material: Effects of surface roughness, defect size, and shape. *Fatigue Fract Eng M*, 2018, 41: 1602.
- [154] Wycisk E, Solbach A, Siddique S, et al. Effects of Defects in Laser Additive Manufactured Ti-6Al-4V on Fatigue Properties. *Physics Procedia*, 2014, 56: 371.
- [155] Romano S, Patriarca L, Foletti S, et al. LCF behaviour and a comprehensive life prediction model for AlSi10Mg obtained by SLM. *Int J Fatigue*, 2018, 117: 47.
- [156] Torries B, Shrestha R, Imandoust A, et al. Fatigue Life Prediction of Additively Manufactured Metallic Materials Using a Fracture Mechanics Approach //, F, 2018.
- [157] Zerbst U, Vormwald M, Pippan R, et al. About the fatigue crack propagation threshold of metals as a design criterion - A review. *Eng Fract Mech*, 2016, 153: 190.
- [158] McDowell D L. Simulation-based strategies for microstructure-sensitive fatigue modeling. *Mater Sci Eng A*, 2007, 468-470: 4.
- [159] Torries B, Sterling A J, Shamsaei N, et al. Utilization of a microstructure sensitive fatigue model for additively manufactured Ti-6Al-4V. *Rapid Prototyping J*, 2016, 22: 817.
- [160] Xue Y, Pascu A, Horstemeyer M F, et al. Microporosity effects on cyclic plasticity and fatigue of LENS<sup>TM</sup>-processed steel. *Acta Mater*, 2010, 58(11): 4029.
- [161] Zhang G D, Su B L, Liao W J, et al. Application of Machine Learning in Fatigue Life Prediction of High-Temperature Alloy Powder Disk Components. *Cast Tech*, 2022, 43(07): 519. (张国栋, 苏宝龙, 廖玮杰, et al. 机器学习在高温合金粉末盘构件疲劳寿命预测中的应用. *铸造技术*, 2022, 43(07): 519.)
- [162] 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. *Int J Fatigue*, 2024, 178: 108012.
- [163] Li W, Yan S R, Zhang L. Effect of Surface Shot Peening on the Fatigue Performance of TC11 Titanium Alloy. *Sur Tech*, 2017, 46(03): 172. (李卫, 严世榕, 张乐. 表面喷丸强化处理对 TC11 钛合金疲劳性能的影响. *表面技术*, 2017, 46(03):

172.)

[164] He S, Yang Q, Min X L. Influence of Shot Peening on the Fatigue Performance of TC17 Titanium Alloy. *Metal Heat Treat*, 2018, 43(06): 159.

(何杉, 杨清, 闵祥禄. 喷丸强化对 TC17 钛合金疲劳性能的影响. *金属热处理*, 2018, 43(06): 159.)

[165] Feng K T, Zhai J Y, Yang K, et al. Effect of Ceramic Ball Peening on the Fatigue Performance of TC18 Titanium Alloy Made by Laser Additive Manufacturing. *Mech Eng Mater*, 2020, 44(11): 92.

(冯抗屯, 翟甲友, 杨凯, et al. 陶瓷丸喷丸强化对激光增材制造 TC18 钛合金疲劳性能的影响. *机械工程材料*, 2020, 44(11): 92.)

[166] Metinöz I, Cristofolini I, Pahl W, et al. Theoretical and experimental study of the contact fatigue behavior of a Mo–Cu steel produced by powder metallurgy. *Mater Sci Eng A*, 2014, 614: 81.

[167] Molinari A, Santuliana E, Cristofolini I, et al. Surface modifications induced by shot peening and their effect on the plane bending fatigue strength of a Cr–Mo steel produced by powder metallurgy. *Mater Sci Eng A*, 2011, 528(6): 2904.

[168] Zhang H, Cao S, Li C, et al. Revealing the relationship between the shot type and fatigue performance of laser powder bed fused 304L steel following shot peening. *Mater Sci Eng A*, 2023, 883: 145477.

[169] Hamamcı M, Nair F, Cerit A A. Microstructural and mechanical characterization of functionally graded Fe/Fe2B (Fe/B4C) materials fabricated by in-situ powder metallurgy method. *Ceram Int*, 2023, 49(11, Part B): 18786.

[170] Li L T. Study on Microstructure and Fatigue and Tribological Wear Performance of High-Performance Nitrided Bearing Steel [D]. Xian:Xi'an University of Architecture and Technology, 2015.

(李林涛. 高性能渗氮轴承钢渗层组织与疲劳及摩擦磨损性能研究 [D]. 西安; 西安建筑科技大学, 2015.)

[171] Gui J Z, Min Y A, Yang H P, et al. Thermal Fatigue Performance of Low-Temperature Plasma Nitrided Layer on H13 Steel. *Metal Heat Treat*, 2012, 37(4): 5.

(归静芝, 闵永安, 杨浩鹏, et al. H13 钢低温等离子渗氮层的热疲劳性能. *金属热处理*, 2012, 37(4): 5.)

[172] Peng W Y, Wu X C, Min Y A, et al. Study on the Thermal Fatigue Performance of Boronized Layer on H13 Steel. *Metal Heat Treat*, 2007, (12): 67.

(彭文屹, 吴晓春, 闵永安, et al. H13 钢渗硼层热疲劳性能的研究. *金属热处理*, 2007, (12): 67.)

[173] Taktak S. Some mechanical properties of borided AISI H13 and 304 steels. *Mater Design*, 2007, 28(6): 1836.

[174] Escobar-Hernández J, Rodríguez-Castro G A, Arzate-Vázquez I, et al. Fatigue damage assessment from cyclic spherical contact of borided and nitrided H13 steel. *Mater Lett*, 2021, 285: 129118.

[175] Abd-Elaziem W, Khedr M, Elsheikh A H, et al. Influence of nanoparticles addition on the fatigue failure behavior of metal matrix composites: Comprehensive review. *Eng Failure Anal*, 2024, 155: 107751.

[176] Sadooghi A, Payganeh G, Tajdari M, et al. Experimental and Numerical Analysis of High-Cycle Fatigue Behavior of Steel Matrix Nanocomposites Reinforced by TiC/hBN Nanoparticles. *Met Mater Int*, 2021, 27(5): 802.

[177] Al-Shammari M A, Bader Q H, Al-Waily M, et al. Fatigue behavior of steel beam coated with nanoparticles under high temperature. *J Mech Eng Res Deve*, 2020, 43(4): 287.

- 
- [178] Wang J, Jiang W-w. Fatigue Failure Analysis on Precracked 304 Stainless Steel Components Repaired by Laser with Addition of Nanocomposites. *Soldagem & Inspeção*, 2019.
- [179] Wang Y L, Fu L H, Zhou M, et al. Thermodynamics Analysis of Multiple Microelements' Coupling Behavior in High Fatigue Resistance 50CrVA Spring Steel with Nanoparticles. *MATERIALS*, 2019, 12(18).
- [180] Chester G E, Skinner A P, Villa-Garcia A, et al. Iron nanoparticle surface treatment of carbon nanotubes to increase fatigue strength of steel composites. *Nanocomposites*, 2021, 7: 132
- [181] Senthilkumar R, Arunkumar N, Manzoor Hussian M. A comparative study on low cycle fatigue behaviour of nano and micro Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> reinforced AA2014 particulate hybrid composites. *Results in Physics*, 2015, 5: 273.
- [182] Campanelli L C, Silva P S C P d, Oliveira N T C, et al. Effect of the modification by titanium dioxide nanotubes with different structures on the fatigue response of Ti grade 2. *Materials Research*, 2017, 20.
- [183] Shin S E, Bae D H. Fatigue behavior of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> alloy-matrix nanocomposites reinforced with multi-walled carbon nanotubes. *Composites Part B-Eng*, 2018, 134: 61.
- [184] Ding J, Cheng L. Ultra-high three-point bending fatigue fracture characteristics of CFRP modified by MWCNTs and fatigue life data analysis. *Compos Struct*, 2021, 259: 113468.
- [185] Lu Y, Aristizabal M, Wang X, et al. The influence of heat treatment on the microstructure and properties of HIPped Ti-6Al-4V. *Acta Mater*, 2019, 165: 520.
- [186] DeLo D P, Dutton R E, Semiatin S L, et al. Modeling of hot isostatic pressing and hot triaxial compaction of Ti-6Al-4V powder. *Acta Mater*, 1999, 47(11): 3159.
- [187] Irukuvarghula S, Hassanin H, Cayron C, et al. Effect of powder characteristics and oxygen content on modifications to the microstructural topology during hot isostatic pressing of an austenitic steel. *Acta Mater*, 2019, 172: 6.
- [188] Guo R P, Cheng M, Zhang C J, et al. Achieving superior fatigue strength in a powder-metallurgy titanium alloy via in-situ globularization during hot isostatic pressing. *Scripta Mater*, 2023, 228: 115345.
- [189] Chlebus E, Gruber K, Kuznicka B, et al. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 718 processed by selective laser melting. *Mater Sci Eng A*, 2015, 639: 647.
- [190] Wang Z, Guan K, Gao M, et al. The microstructure and mechanical properties of deposited-IN718 by selective laser melting. *J Alloys Compd*, 2012, 513: 518.
- [191] Hamada A, Jaskari M, Gundgire T, et al. Enhancement and underlying fatigue mechanisms of laser powder bed fusion additive-manufactured 316L stainless steel. *Mater Sci Eng A*, 2023, 873: 145021.
- [192] Qiu F, Cheng T, Song Y, et al. Achieving superior performance in powder-metallurgy near- $\beta$  titanium alloy by combining hot rolling and rapid heat treatment followed by aging. *J Mater Sci Technol*, 2024, 171: 24.
- [193] Wang Y, Bergström J. Fatigue and Microstructure of Iron Based Sintered Alloys. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2007, 14(5, Supplement 1): 137.
- [194] Becker P C. Microstructural changes around non-metallic inclusions caused by rolling-contact fatigue of ball-bearing steels. *Metals Tech*, 1981, 8: 234.
- [195] He X L, Chu Y Y, Jonas J J. Grain boundary segregation of boron during continuous cooling. *Acta Metall*, 1989, 37(1): 147.
- [196] Huang C, Zhang C, Jiang L, et al. Isothermal heat treatment of a bearing steel for improved

---

mechanical properties. *J Alloys Compd*, 2016, 660: 131.

[197] Li Y D, Guo W M, Xu N, et al. Crack growth process in GBF area of SUJ2 bearing steel in very high cycle fatigue regime. *Mater Sci Technol*, 2013, 29(12): 1463.

[198] Zhang S, Yu Y, Wang S, et al. Effects of cerium addition on solidification structure and mechanical properties of 434 ferritic stainless steel. *J Rare Earth*, 2017, 35(5): 518.

[199] Li H, Yu Y-c, Ren X, et al. Evolution of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> inclusions by cerium treatment in low carbon high manganese steel. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2017, 24(9): 925.

[200] Yang C, Luan Y, Li D, et al. Effects of rare earth elements on inclusions and impact toughness of high-carbon chromium bearing steel. *J Mater Sci Technol*, 2019, 35(7): 1298.

[201] Zhang J, Li G, Wang H, et al. Effect of cerium on microstructure and microsegregation behavior of novel cryogenic high-Mn austenitic steel weld metal. *Mater Charact*, 2022, 194: 112427.

[202] Yang C, Luan Y, Li D, et al. Very high cycle fatigue behavior of bearing steel with rare earth addition. *Int J Fatigue*, 2020, 131: 105263.

[203] Murakami Y. Inclusion Rating by Statistics of Extreme Values and Its Application to Fatigue Strength Prediction and Quality Control of Materials. *J Res Natl Inst Stan*, 1994, 99: 345

[204] Mlikota M, Schmauder S, Božić Ž. Calculation of the Wöhler (S-N) curve using a two-scale model. *Int J Fatigue*, 2018, 114: 289.

### 致谢

本工作得到国家自然科学基金项目（52374366）、北京市自然科学基金（2212042）以及北京材料基因组工程高精尖创新中心的支持。