

增材制造 GH3536 合金的高温拉伸及疲劳裂纹扩展性能研究

肖来荣^{1,2}, 彭振武¹, 蔡圳阳^{1,2}, 赵小军^{1,2}, 钟琦¹, 余华丽¹, 王森¹, 谭威¹

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083)

(2. 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 湖南 长沙 410083)

摘要: 采用选区激光熔化技术制备 GH3536 合金试样, 经热等静压和固溶处理后对合金试样的显微组织、高温拉伸性能和不同应力比下的裂纹扩展性能进行了分析。结果表明, 经热等静压和固溶处理后合金试样内部存在 2 种不同大小的等轴晶粒, 在晶间存在连续片状分布的 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 碳化物。合金试样的拉伸性能随着温度的升高而不断下降, 断裂方式由室温下的韧性断裂转变为 900 °C 下的脆性断裂。在不同应力比下, 合金试样的裂纹扩展方式主要为穿晶扩展, 裂纹扩展速率随着应力比的不断上升而提高, 在高应力比下合金内部的疲劳裂纹更倾向于在取向差较小的晶粒内部扩展。

关键词: 选区激光熔化; GH3536 合金; 显微组织; 高温拉伸性能; 疲劳裂纹扩展

中图分类号: TG146.1*5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)03-1015-07

镍基高温合金是一种通过添加 Fe、Cr、Mo、W 等元素进行固溶强化的面心立方奥氏体合金。因其在 600 °C 以上具有优良的高温疲劳性能、高温抗氧化性能和高温组织稳定性而被广泛应用于发动机关键零部件的生产。在航空发动机组件中, 占发动机总质量近 50% 的涡轮及燃烧室部分几乎全部由镍基高温合金制成, 可见镍基高温合金在航空发动机中占有举足轻重的地位。随着航空工业的不断发展, 人们对航空发动机关键部件的性能提出了更高的要求。此外, 发动机零部件形状复杂, 对加工精度要求高, 关键部件进行加工成形时较为困难。近年来, 增材制造技术的出现为解决航空发动机关键零部件加工困难的问题提供了新的思路^[1-3]。

选区激光熔化技术 (selective laser melting, SLM), 是一种利用激光作为能量源, 将原料依据 CAD 模型逐层堆积, 逐层成形, 最终形成一个与三维模型形状相同的零件制备技术。使用 SLM 技术可以实现具有复杂形状零件的直接加工, 同时由于不经历传统制造的切削过程, SLM 成形零件的原料利用率可以达到 90%。相比于其他传统制造方法 (如铸造等), SLM 成形过程中的凝固速率高, 通常可以达到 105 K/s, 较高的凝固速率使得合金内部晶粒来不及长大, 尺寸通常较小, 且合金元素来不及析出形成析出相, 金属铸件

晶粒内部合金元素呈过饱和状态, 因此合金整体的强度和硬度也极高^[4-6]。

对于长时间在交变载荷条件下服役的金属构件, 疲劳断裂失效是其常见的失效方式之一。目前, 国内外学者针对增材制造 GH3536 合金疲劳性能的研究多集中于高周疲劳性能方面。Montero-Sistiaga^[7] 等通过研究 SLM 成形 GH3536 合金的高周疲劳性能, 发现合金成型过程中产生的缺陷会导致试样疲劳寿命的分散性增大。Wang^[8] 通过研究 SLM 成形 GH3536 合金在应力比为 0.1 时的轴向疲劳和四点弯曲疲劳发现, HIP 处理能够提升合金的疲劳性能。Han^[9] 等通过研究 HIP 处理前后 SLM 成形 GH3536 合金轴向高周疲劳, 也得到了相似的结论, 并认为 HIP 释放了试样内部的残余应力, 减轻合金的应力集中是提高疲劳性能的主要原因。Jiao^[10] 等研究了 400 和 600 °C 下 SLM 成形 GH3536 合金的高周疲劳性能, 发现经过去应力热处理合金的疲劳性能各向异性并不明显, 合金以表面滑移的方式产生裂纹时的疲劳寿命要低于由晶体学面解理产生裂纹时的疲劳寿命。Esmaeilizadeh^[11] 等发现沉积态合金的疲劳性能受组织和表面粗糙度的影响, 在低周疲劳寿命区域, 晶粒尺寸越大, 其疲劳性能越差。而在高周疲劳寿命区域, 表面粗糙度越大, 合金的疲劳强度越小。Lndström^[12] 等通过研究沉积态

收稿日期: 2022-03-01

基金项目: 国家自然科学基金 (51901252); 湖南省青年自然科学基金 (2019JJ50817); 国家重点研发计划 (2018YFB1106000)

作者简介: 肖来荣, 男, 1968 年生, 博士, 教授, 中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083, E-mail: xiaolr@csu.edu.cn

GH3536 合金的室温低周疲劳性能,发现合金的裂纹萌生过程占据了 78% 以上的疲劳寿命,裂纹在扩展时可以撕裂枝晶界,影响合金的裂纹扩展过程。Jinoop^[13]等采用了激光定向能量沉积的方法制备了无裂纹的 GH3536 合金,并研究对比了沉积态合金和经过固溶处理后的合金的室温疲劳裂纹扩展性能。结果表明,固溶处理大大提升了 GH3536 合金的室温疲劳裂纹扩展抗力。

基于以上文献报道不难发现,国内外关于增材制造 GH3536 合金疲劳方面的研究主要集中在高周疲劳研究上,而在疲劳裂纹扩展性能的研究方面,国内外给出的文献报道还较少。因此,本研究将以 SLM 成形 GH3536 合金作为研究对象,对经热等静压和固溶处理后 SLM GH3536 合金的组织结构、高温拉伸性能以及不同应力比下的疲劳裂纹扩展性能展开研究。

1 实验

SLM 成形使用的是气雾化 GH3536 合金粉末,其粒度范围为 15~30 μm,粉末实际化学成分如表 1 所示。使用西安伯力特公司生产的 BLT-S300 SLM 成型设备在 304L 不锈钢基板上进行 SLM 成形。成形时的具体参数为:激光功率 200 W,光斑直径 100 μm,扫描速率 1000 m/s,扫描时的层间转角为 67°。由于 SLM 成型后的合金内部通常存在一定数量的裂纹及孔洞缺陷,而缺陷的存在会使得合金更容易产生应力集中从而降低合金的力学性能。根据文献报道,热等静压和固溶处理能够显著消除 SLM 成形合金内部的显微缺陷。因此,对 SLM 成形后的 GH3536 合金进行了后续热等静压处理(1175 °C/160 MPa/3 h,空冷)和固溶处理(1175 °C/真空/2 h,氩冷),以消除合金内部存在的缺陷,提高合金试样的综合力学性能^[14-16]。

将热处理完后的 SLM GH3536 合金进行打磨抛光处理后,使用体积比为 3:2:2 的盐酸、硝酸和冰醋酸的混合溶液对合金试样进行腐蚀处理,腐蚀温度为 25 °C,腐蚀实践 5~10 s。利用 LEICA MC120 HD 光学显微镜对材料的显微组织进行观察。使用体积比为 1:4 的硫酸和甲醇溶液的混合溶液对其进行电解抛光处理后,利用带有 EBSD 探头的 JSM-7900 型场发射扫描电镜对合金的疲劳裂纹尖端进行观察。

表 1 GH3536 合金粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of GH3536 alloy powder (wt%)

Cr	Fe	Mo	Co	W	C	Ni
21.8	18.9	8.84	1.46	0.62	0.52	Bal.

采用 MTS Landmark 型高频疲劳试验机进行高温拉伸和疲劳裂纹扩展试验。拉伸试样的具体尺寸如图 1 所示。合金试样的室温及高温拉伸试验均在空气环境下进行,高温拉伸试验的温度分别为 500、800 和 950 °C。拉伸试验参照 GB/T 228.1-2010 中的方法执行,试验前需要将拉伸试样在试验温度下保温 15 min,试验开始后控制屈服前合金试样的应变速率为 0.005 min⁻¹,屈服后控制横梁位移速率为 2 mm/min,继续进行拉伸试验,直至试样断裂。

如图 2 所示,裂纹扩展试样的宽度为 32 mm,厚度 B=3 mm 的标准 CT 试样。试样表面需经过磨抛处理保证试样表面光洁平整,以减少因表面粗糙度对裂纹扩展试验的影响。疲劳裂纹扩展试验开始之前,在机加工缺口前沿预制 2 mm 的预制裂纹。疲劳裂纹扩展试验过程中采用恒幅载荷法,加载波形为正弦波,加载频率 10 Hz。整个过程中需要在试样上装夹 COD 规,通过柔度法测量裂纹长度,分别在应力比 R 为 0.1、0.25 和 0.4 的情况下进行疲劳裂纹扩展试验。

2 结果与分析

2.1 SLM 成形 GH3536 合金的显微组织分析

图 3 为热等静压和固溶处理后 SLM GH3536 合金中的晶粒形貌。可见,热处理后合金内部晶粒呈等轴状,合金的平均晶粒尺寸约为 40 μm,横截面和纵截面的晶粒尺寸相近。此外,热等静压态合金横截面中能够观察到沿激光扫描分布的粗晶区和细晶区如图

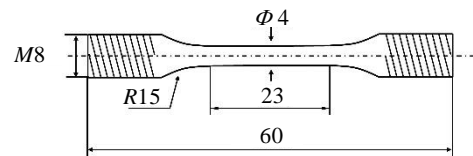


图 1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Dimensions of tensile specimen

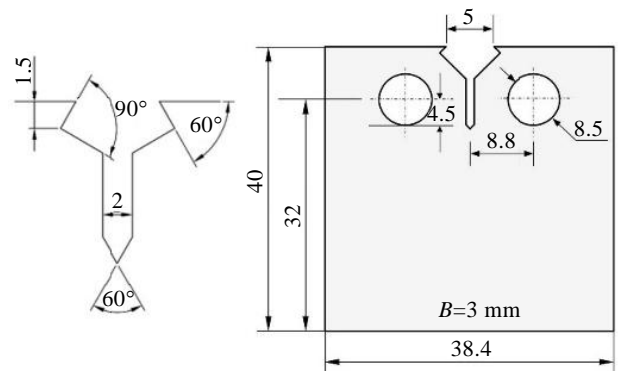


图 2 裂纹扩展试样尺寸图

Fig.2 Dimensions of fatigue crack growth specimen

3a 所示。这是由于在成型过程中，两道扫描痕迹边界经历了多次激光的扫描，此时两熔池之间产生了极大的残余应力。在热等静压和固溶处理过程中，残余应力的存在为再结晶提供了更多的畸变能。因此，熔池交界处的晶粒更加细小而熔池中间部分的晶粒则更大。

图 4 为等静压态和固溶处理后 SLM 成形 GH3536 合金的析出相形貌及 EDS 成分分析结果。由图可知，热处理后在合金的晶粒间析出了呈片状连续分布的析出相，其宽度约为 0.4 μm。这是因为在热处理过程中，合金中容易析出的碳化物形成元素 Cr、Mo 等在晶界偏聚，由于冷却时降温较慢，这些元素有充足的时间在晶界处形核并长大形成碳化物。从图 4b 中能够发现，有 2 种不同颜色的析出相，分别对 Spot 1 的白色

相和 Spot 2 的灰色相进行成分分析，其结果如图 4c 和 4d 所示。EDS 成分分析结果表明，灰、白 2 种析出相分别为富 Cr 和富 Mo 的碳化物。结合相关文献中的报道，判断这 2 种碳化物应当分别为 $M_{23}C_6$ 型和 M_6C 型碳化物^[14-16]。

2.2 SLM 成形 GH3536 合金的高温拉伸性能分析

表 2 为不同温度下的拉伸性能数据，图 5 为 SLM GH3536 合金在不同温度下的应力-应变曲线。由图 5 可知，在 500 °C 时，合金在拉伸变形过程中一直表现出应变硬化行为，直至最后产生宏观裂纹，应力才发生骤降。并且，在拉伸时合金还伴随着明显的锯齿流变效应。这种现象与溶质原子(Mo、Cr)在镍基体中的迁移以及孪晶界对位错的运动阻碍有关^[17]。在 800 °C

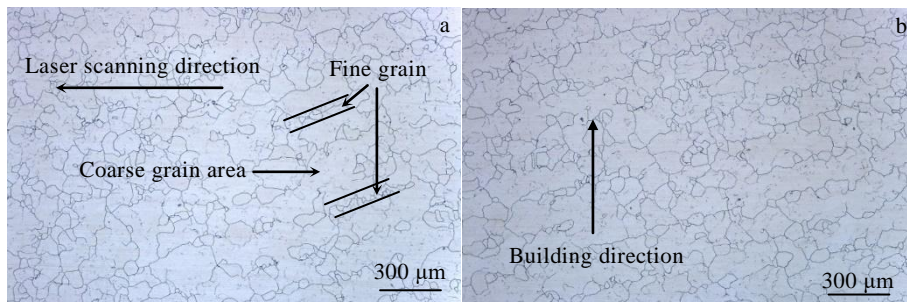


图 3 热处理后 SLM 成形 GH3536 合金的显微组织

Fig.3 Vertical plane (a) and horizontal plane (b) microstructures of SLM GH3536 alloy after heat treatment

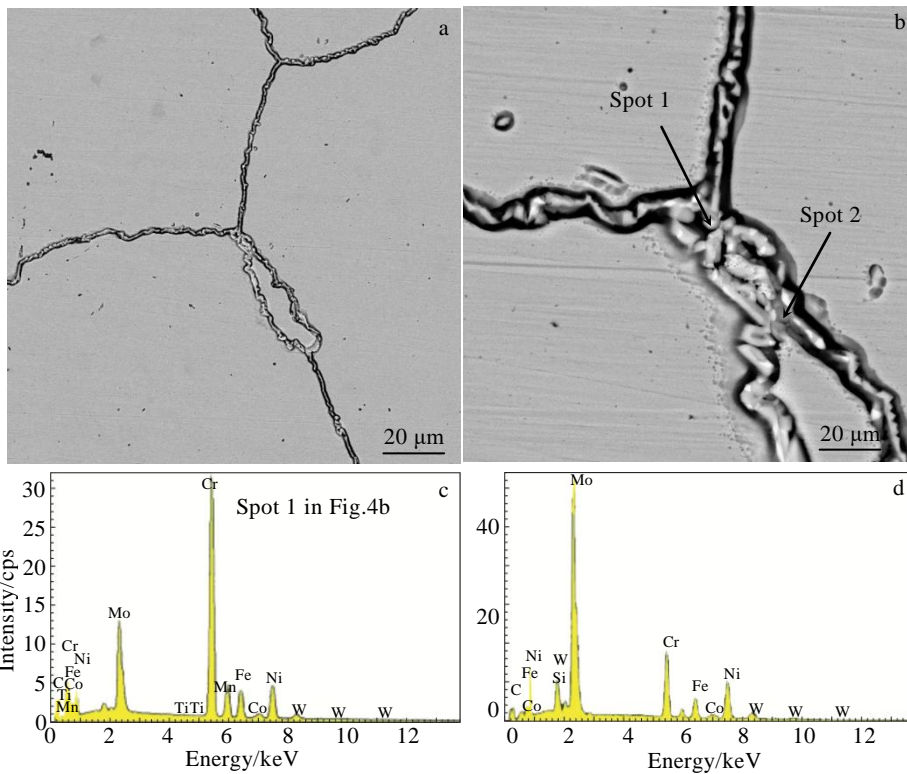


图 4 SLM GH3536 合金析出相形貌及 EDS 分析结果

Fig.4 Morphologies (a, b) and EDS analysis results (c, d) of precipitated phase of SLM GH3536 alloy after heat treatment

表 2 SLM GH3536 合金拉伸性能

Table 2 Tensile properties of SLM GH3536 alloy

Temperature/°C	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ /%
25	352	741	48.7
500	238	594	47.3
800	211	385	38.1
900	147	194	7.4

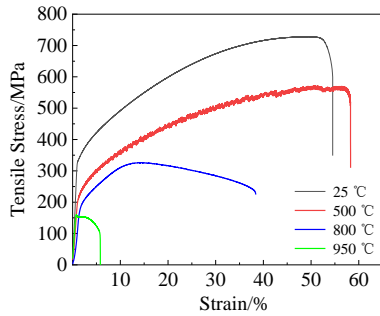


图 5 SLM GH3536 合金在不同温度下的应力-应变曲线

Fig.5 Stress-strain curves of SLM GH3536 alloy at different temperatures

时，合金在经历了较短的应变硬化过程后应力值开始下降。而在 950 °C 时，合金在经历屈服阶段后不久，应力就开始下降。这是由于随着温度的升高，合金的

晶粒之间难以协调变形，越来越容易产生宏观裂纹。值得注意的是，合金的屈服强度在 500~800 °C 之间的变化较小，这可能是由于合金在拉伸过程中产生了碳化物。热等静压和固溶处理后 GH3536 合金的强度和塑性均随着温度的升高逐渐下降。而锻造态的 GH3536 合金在高温拉伸过程中，合金的强度虽然随着温度的升高而逐渐降低，但是其伸长率随着温度的升高而降低的趋势在大约 650 °C 时出现了拐点，在 650~1050 °C 之间一直随温度的升高而增加，这是锻造态 GH3536 合金与 SLM GH3536 合金在高温拉伸性能上的明显差异^[18]。

图 6 为 SLM GH3536 合金在高温下的拉伸断口形貌。如图 6 所示，室温(25 °C)下断口上能够观察到大量的沿晶二次裂纹以及韧窝，当温度升高到 500 °C 后，能够观察到数量较多的沿晶二次裂纹，断口表面布满细小的等轴韧窝，合金整体呈韧性断裂。对 800 °C 的断口的局部区域放大后进行观察，可以发现其上存在在高温下形成的氧化物颗粒，部分区域呈现出了沿晶开裂的特征，合金中的韧窝直径虽然有所增大，但是深度比较浅，并且韧窝数量明显减少。这表明随着温度升高到 800 °C 时，合金已转变为韧-脆混合型断裂。而与 500 和 800 °C 的相比，合金在 950 °C 拉伸的断口中已经观察不到韧窝，断裂形式为沿晶脆性断裂。

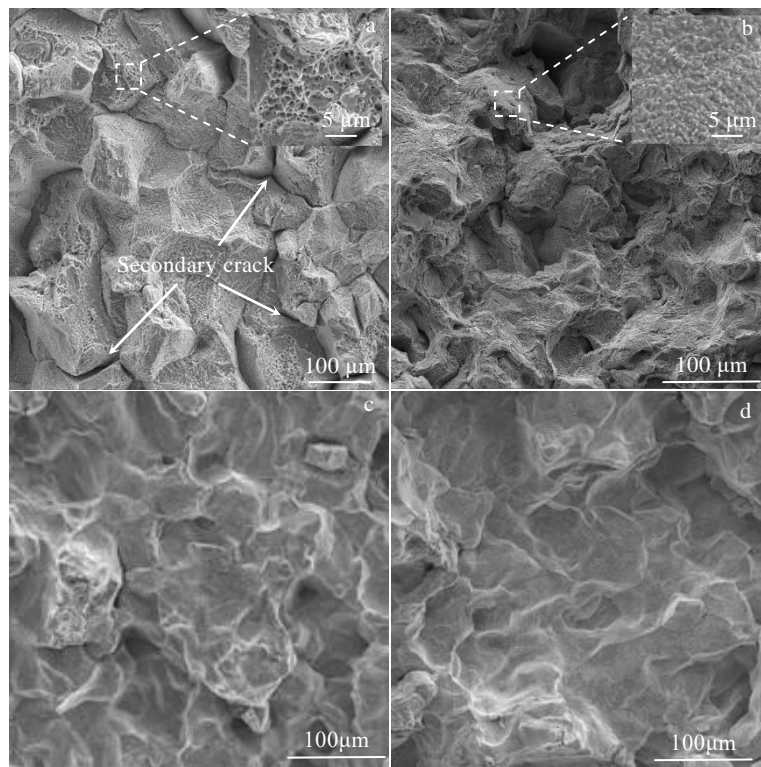


图 6 SLM GH3536 合金断口形貌

Fig.6 Tensile fractography morphologies of SLM GH3536 alloy at different temperatures: (a) 25 °C, (b) 500 °C, (c) 800 °C, and (d) 950 °C

2.3 SLM 成形 GH3536 合金裂纹扩展性能分析

图 7 为固溶态 GH3536 合金在应力比 R 为 0.1、0.25 和 0.4 时的裂纹扩展速率随应力强度因子(ΔK)的变化曲线。由图 7 可知,在疲劳裂纹扩展时,随着 ΔK 的增加,合金的疲劳裂纹扩展的速率 da/dN 逐渐增大。并且,从图中 3 条曲线整体随 R 值的变化趋势来看,应力比 R 的增加导致疲劳裂纹扩展曲线整体向左移动。一般而言,这种曲线随着 R 的增加而左移的情况,会导致合金的裂纹扩展门槛值随之减小。薛志远^[19]和 Na^[20]等分别在研究 SLM 成形 IN625 合金和粉末冶金镍基高温合金时发现了相同的现象。故当 ΔK 的值相同时,合金的 da/dN 随 R 值的增加而增加。换言之,应力比越大,合金的疲劳裂纹扩展抗力越小。在描述疲劳裂纹稳态扩展速率时,最常用的是 Paris 公式,其表达式为:

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

式(1)中, C 和 m 为材料常数。若将公式(1)等号的两端取对数,能够得公式(2):

$$\lg(da/dN) = \lg C + m \lg \Delta K \quad (2)$$

依据公式(2)对不同应力比曲线的稳态扩展区数据进行拟合,得到相应的公式拟合参数,并将其结果列于表 3。由表可知,随着应力比 R 的增加, C 值先增大后减小, m 值则逐渐增大。

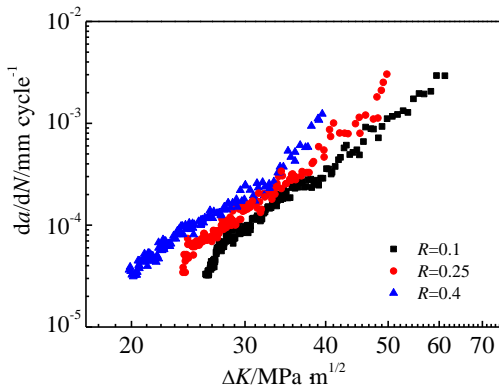


图 7 不同应力比下 SLM GH3536 合金裂纹扩展速率曲线

Fig.7 Crack growth rate curves of SLM GH3536 alloy under different stress ratios

表 3 不同应力比下 SLM GH3536 合金 Paris 公式拟合参数

Table 3 Parameters fitted by Paris formula for SLM GH3536 alloy under different stress ratios

R	C	m	R^2
0.1	1.24	4.66×10^{-11}	0.98
0.25	2.77	4.55×10^{-11}	0.97
0.4	1.66	4.11×10^{-10}	0.96

图 8 为不同应力比下 SLM GH3536 合金室温疲劳裂纹稳态扩展区裂纹尖端的 EBSD 照片。从图 8 中可知,不同应力比条件下,疲劳裂纹在扩展过程中偶尔以沿晶的方式扩展,而绝大多数时候是穿晶扩展。并且,疲劳裂纹频繁发生偏转,主裂纹边上会产生一些裂纹分岔。可以用裂纹扩展时波动的最大距离 d 来近似衡量合金疲劳裂纹扩展面的粗糙度^[21]。当 R 值分别为 0.1、0.25 和 0.4 时, d 值分别为 170、136 和 114 μm 。通过对比可知, R 值为 0.1 时,合金的疲劳裂纹扩展路径更为曲折,随着 R 值的增加,疲劳裂纹扩展路径变得相对平直。在疲劳裂纹扩展过程中,主裂纹断面越粗糙,裂纹扩展路径相对而言也越长,由此形成新的裂纹面所消耗的能量也相对较多,导致裂纹扩展的驱动力下降,裂纹扩展的速率也就相对较慢。并且,粗糙的裂纹面能够产生裂纹闭合效应,降低裂纹扩展的速率。故应力较高时,合金的疲劳裂纹扩展速率也相对加快。

对图 8 中裂纹穿过的相邻晶粒取向差、晶界数目及偏转次数进行统计,并将结果列于表 4 中。由表 4 可知,随着 R 值从 0.1 增加到 0.4 时,疲劳裂纹在穿过晶界时的偏转率从 85.7% 下降至 74.2%。Liu^[22]等在研究 Inconel 617B 镍合金的裂纹扩展时发现,相邻晶粒取向差大于 $20^\circ \sim 30^\circ$ 时,裂纹在穿过晶界时会产生裂纹偏转或分岔,并且相邻晶粒取向差越大,产生的偏转和分岔现象越严重。图 9 给出了合金基体以及不同应力比下裂纹经过的相邻晶粒取向差的分布图。从图 9 中可知,合金基体的晶粒取向差主要集中在 60° 左右,而裂纹在扩展时穿过的晶界角度(即相邻晶粒取向差)集中范围有所减小, 60° 左右的取向差占比不

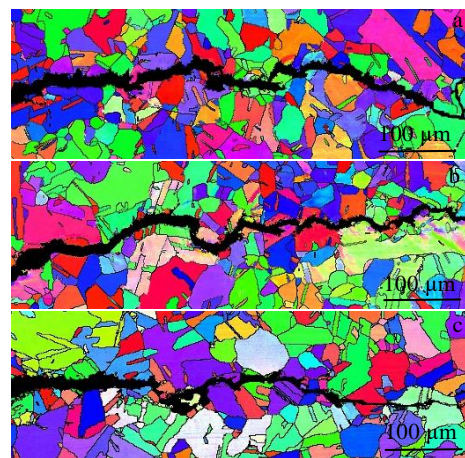


图 8 不同应力比下裂纹扩展路径图

Fig.8 Fatigue crack growth path diagrams of SLM GH3536 alloy under different stress ratios: (a) $R=0.1$, (b) $R=0.25$, and (c) $R=0.4$

表 4 不同应力比下裂纹扩展路径的偏转行为

Table 4 Deflection behavior of crack propagation path under different stress ratios

R	Grain boundary number	Number of deflection	Deflection rate/%
0.1	42	36	85.7
0.25	45	37	82.2
0.4	31	23	74.2

足 40%。通过对比图 9b 和 9c 可知, 随着应力比的增加, 合金裂纹边缘的晶粒取向差逐渐减小, 如 $R=0.1$ 时, 平均晶粒取向差约为 47.2° , 并且取向差在 40° 以上的占比约为 82.9%。而在 $R=0.25$ 和 0.4 时, 两者裂纹边缘的平均晶粒取向差分别为 45.8° 和 44.5° , 而 40° 以上的取向差占比分别为 75.6% 和 67.7%。这说明随着应力比的增加, 疲劳裂纹倾向于在取向差较小的晶粒中扩展。这就不难理解为什么应力比增大时, 疲劳裂纹扩展时的偏转率会逐渐下降。

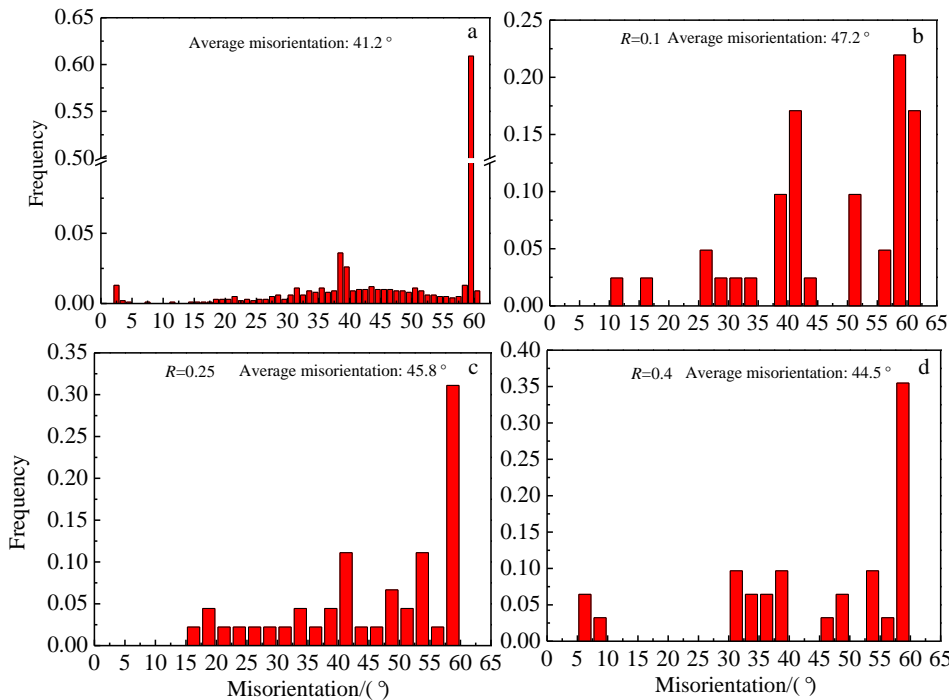


图 9 不同区域相邻晶粒的取向差分布图

Fig.9 Distribution maps of orientation difference between adjacent grains: (a) matrix, (b) $R=0.1$, (c) $R=0.25$, and (d) $R=0.4$

3 结 论

1) 经热等静压+固溶处理后的 SLM GH3536 合金内部为等轴状晶粒, 晶粒大小约为 $40\ \mu\text{m}$ 。在合金晶粒的晶间观察到了 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 析出相的存在。

2) 合金试样的拉伸性能随着温度的升高而逐渐降低。合金在 $500\ ^\circ\text{C}$ 下的断裂形式为韧性断裂, 并观察到了明显的锯齿流变效应; $800\ ^\circ\text{C}$ 下合金的断裂形式为韧-脆混合型断裂; 当温度升高到 $900\ ^\circ\text{C}$ 后, 断裂形式转变为脆性断裂。

3) 合金的疲劳裂纹扩展形式主要为穿晶扩展。随着应力比的不断增加, 合金的疲劳裂纹扩展速率不断上升, 疲劳裂纹尖端的扩展路径也变得更加平滑, 在高应力比下合金更倾向于在取向差较小的晶粒内扩展。

参考文献 References

[1] Editorial Committee of China Aviation Materials Manual(中国航空材料编辑委员会). *China Aviation Materials Manual*(中国航天材料手册)[M]. Beijing: China Standard Press, 2020: 224

[2] Zhang Mai(张 迈), Zhang Hui(张 辉), Zhao Yunsong(赵云松) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(11): 4174

[3] Liu Shichao(刘世超), Lei Pengfei(雷鹏飞), Liu Min(刘 敏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(10): 3543

[4] Song Xiaoxiao(宋肖肖), Zhou Lv(周 律), Li Ke(李 柯) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(10): 3427

- [5] Zhao Chunling(赵春玲), Li Wei(李 维), Wang Qiang(王 强) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(8): 2841
- [6] Li Chun(李 纯), Zhang Wei(张 玮), Zhou Yuzhao(周昱昭) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(8): 3011
- [7] Montero-Sistiaga M L, Pourbabak S, Humbeeck J V *et al. Materials & Design*[J], 2019, 165: 107 598
- [8] Wang F D. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2012, 58(5): 545
- [9] Han Q Q, Gu Y C, Setchi R *et al. Additive Manufacturing*[J], 2019, 30: 100 919
- [10] Jiao Z H, Lei L M, Yu H C *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2019, 121: 172
- [11] Esmaeilizadeh R, Keshavarzkermani A, Faghih S *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2022, 31: 6234
- [12] Lindström T, Calmunger M, Eriksson R *et al. Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2020, 108: 102 604
- [13] Jinoop A N, Denny J, Paul C P *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 797: 399
- [14] Tomus D, Tian Y, Rometsch P A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 667: 42
- [15] Han Q Q, Gu Y C, Huang J *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2020, 202: 108 442
- [16] Esmaeilizadeh R, Keshavarzkermani A, Ali U *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 812: 152 097
- [17] Gao W X, Ma D, Zhao L L *et al. Rare Metals*[J], 2018, 9(11): 131
- [18] Han H H, Zhou B M, Huang H F *et al. Materials Chemistry and Physics*[J], 2016, 182: 22
- [19] Xue Zhiyuan(薛志远). *Fatigue Crack Growth Behavior of a Selective Laser Melting Inconel 625*(选区激光熔化 Inconel 625 疲劳裂纹扩展行为研究)[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2019
- [20] Na S, Yoon D, Kim J *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2017, 101: 27
- [21] Suresh S. *Fatigue of Materials*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1998: 302
- [22] Liu Z, Guo X Y, Cui H C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 710: 151

High Temperature Tensile and Fatigue Crack Propagation Properties of GH3536 Alloy Fabricated by Additive Manufacturing

Xiao Lairong^{1,2}, Peng Zhenwu¹, Cai Zhenyang^{1,2}, Zhao Xiaojun^{1,2}, Zhong Qi¹, Yu Huali¹, Wang Sen¹, Tan Wei¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

(2. Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Changsha 410083, China)

Abstract: GH3536 alloy specimens were fabricated by selective laser melting (SLM). The microstructure, high temperature tensile properties and fatigue crack growth rate of the specimens were investigated after hot isostatic pressing and solution treatment. The results show that there are two kinds of equiaxed grains of different sizes in the alloy samples after hot isostatic pressing and solution treatment, and there are continuous lamellar distribution of $M_{23}C_6$ and M_6C carbides between the grains. The tensile properties of the alloy specimens decrease continuously with the increase of temperature, and the fracture mode changes from ductile fracture at room temperature to brittle fracture at 900 °C. Under different stress ratios, the crack propagation mode of the specimens is transgranular propagation. The increase of stress ratio will accelerate the crack growth rate, which is caused by the inclination of fatigue crack propagating through these grains with low grain boundary misorientation.

Key words: laser selective melting; GH3536 alloy; microstructure; high temperature tensile; fatigue crack growth

Corresponding author: Xiao Lairong, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, E-mail: xiaolr@csu.edu.cn