

扫描路径对激光立体成形 GH3536 合金显微组织与拉伸性能的影响

张雪¹, 梁静静², 慈世伟², 杨树林², 李金国², 刘常升¹

(1. 东北大学 材料科学与工程学院 各向异性与织构教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

(2. 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 采用金相、XRD、SEM、拉伸等检测手段探究 45°交叉光栅式与往复交叉光栅式 2 种扫描路径对激光立体成形 GH3536 合金的影响。结果表明, 2 种扫描路径对成形后的 GH3536 合金显微组织影响不大。基体都是 γ 相, 并存在 $M_{23}C_6$ 与 M_6C 2 种类型的碳化物。往复交叉光栅式的热量累积稍高于 45°交叉光栅式, 导致其孔隙率较大, 成形高度较高。2 种扫描路径的拉伸性能相近, 断裂方式均为韧性断裂。裂纹发生在碳化物处, 以沿晶断裂为主。

关键词: GH3536 合金; 激光立体成形; 扫描路径; 显微组织; 拉伸性能

中图分类号: TG146.1*5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)09-3225-08

GH3536 合金是一种固溶强化型镍基高温合金, 其中含有大量的 Cr、Fe、Mo 成分, 还有相对较低一些的 Co、W 等成分。它的结构是面心立方, 具有良好的抗氧化和抗腐蚀性能, 在 900 °C 以下具有中等的持久和蠕变强度^[1]。通常被应用于燃气涡轮机、内燃机等航空航天领域^[2,3], 也被称为 Hastelloy-X 合金。但是内燃机等高温零部件内部结构复杂, 传统的制造工艺加工难度大、成本高。

激光立体成形技术作为增材制造技术的一种, 由于其灵活性高, 可实现零件近净成形等优势, 相比于传统制造工艺更适合生产结构复杂的结构件^[4]。其基本原理是: 第 1 步, 由计算机生成欲制备零件的三维 CAD 模型文件; 第 2 步, 将模型按实际需要进行切片、分层, 使复杂的三维实体模型分解成为二维平面结构; 第 3 步, 对每层截面进行数据处理规划扫描路径, 把路径信息生成相应的数控代码以驱动激光工作头运动; 第 4 步, 在计算机程序控制下, 激光束相对金属基体逐点、逐线、逐面扫描, 逐层堆积材料形成三维实体零件或需进行少量加工的毛坯^[5,6]。

国内外对激光增材制造的 GH3536 合金做了大量研究, 刘凯^[7]研究了热等静压工艺对激光选区熔化 (SLM) 成形 GH3536 合金的组织及性能的影响, 表明经过固溶和热等静压的 GH3536 合金拉伸性能得到明显改善。李勇^[8]对 SLM 成形 GH3536 合金的工艺参数进行了优化。

孙闪闪^[9]研究了热处理对 SLM 成形的 GH3536 合金组织演变规律的影响, 得出热等静压可以明显改善裂纹。薛珈琪^[10]等研究了 SLM 成形工艺对 GH3536 合金组织及力学性能的影响, 指出块状碳化物会降低 GH3536 合金的塑性, 链状碳化物能够强化晶界。Yang^[11]等通过优化 SLM 成形过程中的工艺参数来改善成形后 Hastelloy-X 合金的表面质量。Montero-Sistiage^[12]等在 SLM 成形过程中通过增大光斑直径, 来提高生产效率。Ghasemi^[13]等在 Hastelloy-X 合金焊接件中发现了 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 2 种类型的碳化物。但激光立体成形 (SLF) 过程中扫描路径对 GH3536 合金组织及力学性能的影响研究较少。本工作研究了 45°交叉光栅式与往复交叉光栅式 2 种扫描路径对激光立体成形 GH3536 合金组织与性能的影响。以期今后激光立体成形制备 GH3536 合金的性能改善奠定了基础。

1 实验

考虑到基板的物理性能如热膨胀系数、比热容、导热系数等对激光立体成形 GH3536 合金性能有着重要的影响, 本实验选用的基板材料均为锻造 GH3536 合金。使用线切割机将其切成 17 mm×17 mm×11 mm 尺寸的块体待用。使用前用 80# 的砂纸将其表面打磨光亮去除原有的氧化皮并用乙醇冲洗干净。激光立体成形的粉末材料是由氩气雾化喷粉所制备的 GH3536 合金球形粉末。

收稿日期: 2020-09-15

基金项目: 国家重点研发计划 (2018YFB1106000)

作者简介: 张雪, 女, 1995 年生, 硕士, 东北大学材料科学与工程学院各向异性与织构教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819, E-mail: snowzhang19951119@163.com

其形貌及粒度分布如图 1、图 2 所示，其成分见表 1。本实验用于制备样品的激光器是由北美普瑞玛公司生产的型号为 CP4000 的 CO₂ 激光器，最大功率可达到 4000 W。由循环冷却系统、保护器装备、同轴送粉装置及成型控制计算机系统组成。保护气是氩气。在试验过程中光斑直径是 2.2 mm。送粉量是 11 g/min。离焦量为 -10 mm。

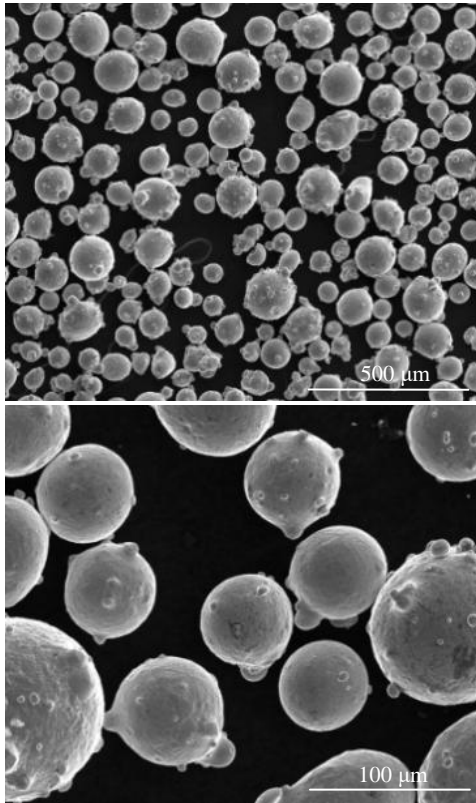


图 1 GH3536 合金粉末的 SEM 形貌

Fig.1 SEM morphologies of GH3536 alloy powder

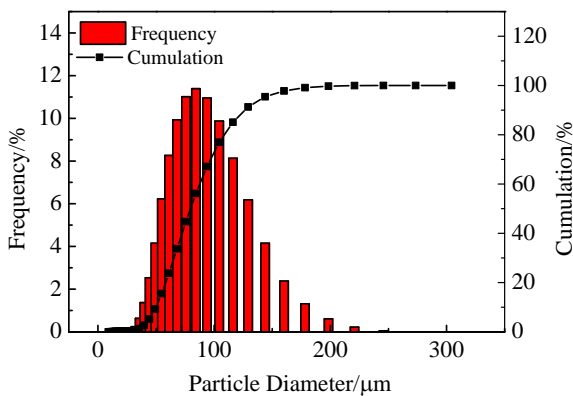


图 2 GH3536 合金粉末粒径分布

Fig.2 Powder particle diameter distribution of GH3536 alloy powder

表 1 GH3536 合金粉末成分

Table 1 Chemical composition of GH3536 alloy powder (ω/%)

Si	Mn	B	Cr	C	Mo	Co	Fe	W	Ni
0.02	0.02	0.003	21.87	0.056	9.12	1.23	18.2	0.49	Bal.

每成形 12 层 Z 轴的提升量为 2 mm。采用的激光功率和扫描速率经过优化后分别确定为 $P=1200\text{ W}$ 、 $V=1200\text{ mm/min}$ ，扫描间距是 1.14 mm。作为保护气的氩气纯度为 99.99%，保护气的气流量为 0.3 g/min。45°交叉光栅式与往复交叉光栅式 2 种路径的扫描方式如图 3 所示。

采用 2 种扫描路径制备尺寸为 16 mm×16 mm×8 mm 的试样，用线切割机切成合理的尺寸，使用热镶样机镶样。用砂纸进行打磨并使用 M2.5 的金刚石水溶性抛光膏抛光，使用 Kalling 腐蚀液对 2 种扫描路径的试样进行腐蚀和喷金，使用自带能谱功能的场发射扫描电镜对其进行高倍的显微组织观察并做能谱分析。测量 2 种扫描路径成形后的高度，测量示意图如图 4 所示，选取激光立体成形试样中间部位的 3 个位置，取平均值作为最终 2 种扫描路径的高度。

利用高分辨透射 X 射线三维成像 (HRTXRT) 技术定量地分析 2 种扫描路径的孔隙率以及观测孔隙的形貌和尺寸。取 2 种扫描路径试样的相同位置体积为 240 μm×240 μm×1000 μm 的 2 个区域进行试验。

采用 Smartlab-9000 型 X 射线分析仪对试样进行物相分析，使用 Cu 靶 Kα 线 ($\lambda=0.15406\text{ nm}$)，管压 40 kV，管流 200 mA，连续扫描方式，扫描步长 0.02°，扫描范围 35°~100°，扫描速度 5°/min。

制备 2 种扫描路径的室温拉伸试样，每种路径制备 3 个，避免偶然误差。采用 GB/T228.1-2010 标准，使用 INSTRON5982 万能试验机测试沉积方向的拉伸性能，拉伸速度 0.3 mm/min。使用扫描电镜对断口的横截面和纵截面进行分析。

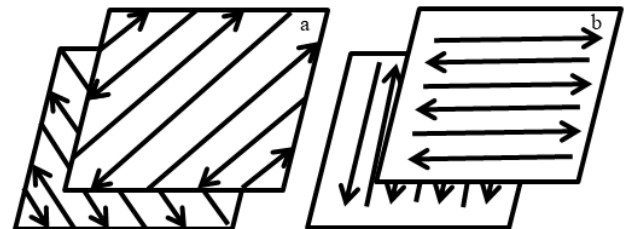


图 3 2 种扫描路径示意图

Fig.3 Schematic diagrams of two scanning paths: (a) 45° cross-grating and (b) zig-zag cross-grating

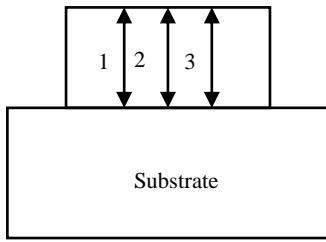


图4 高度测量示意图

Fig.4 Schematic diagram of forming height

2 结果与讨论

2.1 2种扫描路径的高度

2种扫描路径程序设定的高度均为8 mm。在其他参数都相同的情况下,45°交叉光栅式与复交叉光栅式的高度分别为8、9 mm。采用2种扫描路径制备50 mm高度的试样,所用的时间分别为106、93 min。两者相比往复交叉光栅式的成形高度更高,所用时间更短,制备效率更高。造成高度差距的原因是热量积累的不同。当送粉量相同时,能量积累较多的路径,其熔化的粉量会更多,导致其高度增加。由于激光功率与扫描速率相同,2种扫描路径的线能量密度相同。比较2种扫描路径成形试样的面能量密度,进而比较2种扫描路径的热量积累。图5是2种扫描路径的某一面的扫描路程图。面能量密度的公式:

$$E = \frac{Pt}{S} \tag{1}$$

式中, P 为激光功率, t 为时间, S 为面积。45°交叉光栅式和往复交叉光栅式2种扫描路径的总路程分别为228、239.4 mm。扫描所用时间为11.40、11.97 s。面积分别为2.60、2.55 cm²。所以面能量密度分别为5261.54、5632.94 J/cm²。

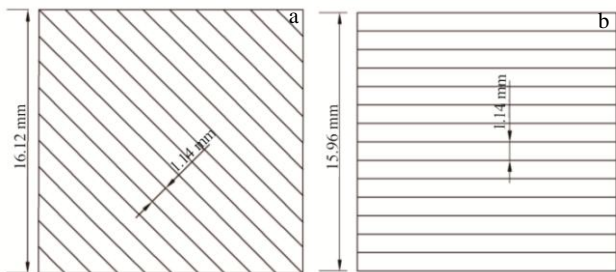


图5 2种扫描路径某一面的路程分布图

Fig.5 Distance distribution diagrams of one side of samples with two scanning paths: (a) 45° cross-grating and (b) zig-zag cross-grating

可以看出往复交叉光栅式的面能量密度稍高于45°交叉光栅式,导致往复交叉光栅式的高度高于45°交叉光栅式。

2.2 空隙率的分析

激光立体成形过程中形成的孔隙分为气孔和缩孔。气孔的形状大都呈规则的球形。其形成的原因主要有以下3点:第1制粉过程中气体雾化喷粉时,气体留在粉末中未能排出;第2在激光立体成形过程中,过高的能量密度使金属粉末形成蒸气,未能排出;最后金属粉末在熔化凝固过程中内部留存了保护气^[14]。

缩孔的形成是由于一般合金在固态的密度要比液态的大,在凝固时,液体通过两相的“粥状区”流向枝晶间隙以补偿枝晶间隙的凝固收缩,过冷度和温度梯度越大则出现缩孔越少。在粥状区液体的压力低于外界的大气压,当在粥状区的局部压力下降到某一临界值时会形成显微缩孔^[15]。

图6是2种扫描路径孔隙统计图,在所检测的区域内,统计直径在20 μm以内的孔隙(超过20 μm的孔隙极少)。45°交叉光栅式路径的试样孔隙直径在2 μm的比率最高为23.40%,往复交叉光栅式路径的试样孔隙直径在3 μm的比率最高为15.94%。45°交叉光栅式与复交叉光栅式的2个试样中孔隙的体积和分别为33 180.42、52 533.47 μm³;孔隙率分别为0.0576%、0.0912%。往复交叉光栅式的孔隙率稍高于45°交叉光栅式的试样。这是由于往复交叉光栅热量累积稍高,温度梯度较小,孔隙率稍高。图7为2种扫描路径试样的三维孔隙分布情况图。可以看出2种试样的孔隙分布较为均匀且均为球形。

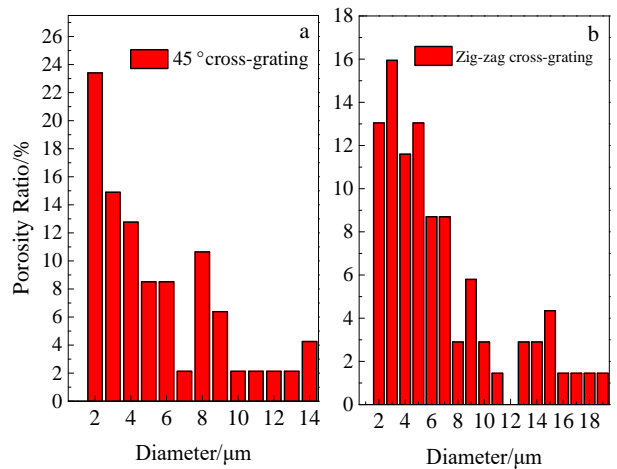


图6 2种扫描路径试样的孔隙统计图

Fig.6 Porosity statistics of samples with two scanning paths: (a) 45° cross-grating and (b) zig-zag cross-grating

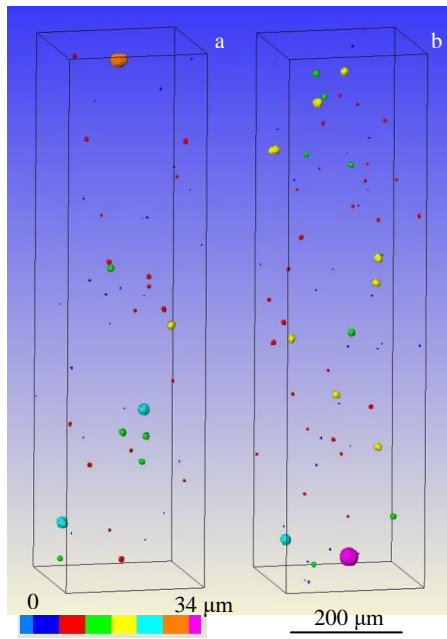


图 7 2 种扫描路径试样三维孔隙分布情况图

Fig.7 Distribution of three-dimensional porosity with two scanning paths: (a) 45° cross-grating and (b) zig-zag cross-grating

2.3 显微组织

图 8 是 2 种扫描路径试样的上中下 3 个部位的纵截面显微组织。从结合部位的位置可以看出，最开始的晶粒尺寸是受基板晶粒的影响。由于基板和 GH3536 合金粉末具有相同的化学成分，所以刚成形的 GH3536 合金直接从基体外延生长出来，不需要形核，它们具有相同

的晶体结构。纵截面的中间部分主要是柱状晶，方向都趋于激光立体成形的沉积方向。根据晶粒生长的理论，枝晶的生长方向主要由最大温度梯度方向决定，因此取向与沉积方向相近的柱状晶优先生长^[16,17]。晶粒的尺寸同样也受温度梯度的影响，随着层数的增加，过冷度减小，晶粒尺寸有变大的趋势^[18]。但有一些柱状晶的生长方向并不是沿着沉积方向，因为在每个熔池内温度梯度的方向是不同的。熔池线处的温度梯度方向与熔池线是垂直的，每个熔池也都是垂直沉积的，所以熔池中心线处的温度梯度是垂直的，而熔池中心线两侧的温度梯度方向逐渐改变^[19]。图 9 为 2 种扫描路径的横截面显微组织。可以看到熔池线以及垂直于熔池线生长的柱状晶。成形试样的最顶部是等轴晶，从熔池的底部到顶部，随着温度梯度的降低及凝固速率的增加，出现柱状晶向等轴晶的转变^[20]。不过相邻熔覆层之间重熔的深度如果没有超过转变层的厚度，这个转变层会被重熔掉，因此只有在成形试样的最顶部会出现柱状晶向等轴晶的转变。GH3536 合金基板的显微组织与激光立体成形的 GH3536 合金显微组织差别较大。基板是锻造的 GH3536 合金，经过固溶处理后主要是等轴晶，晶粒尺寸均匀，有孪晶亚结构的存在，表现为各向同性如图 10a 所示。2 种扫描路径激光立体成形的显微组织如图 11 所示。通过能谱分析，2 种扫描路径激光立体成形的试样碳化物类型与基板一致。主要以 $M_{23}C_6$ 型碳化物和 M_6C 型碳化物 2 种碳化物为主，其中富 Cr 的 $M_{23}C_6$ 型碳化物主要存在于晶界，体积较大。而富 Mo 的 M_6C 型碳化物主要存在

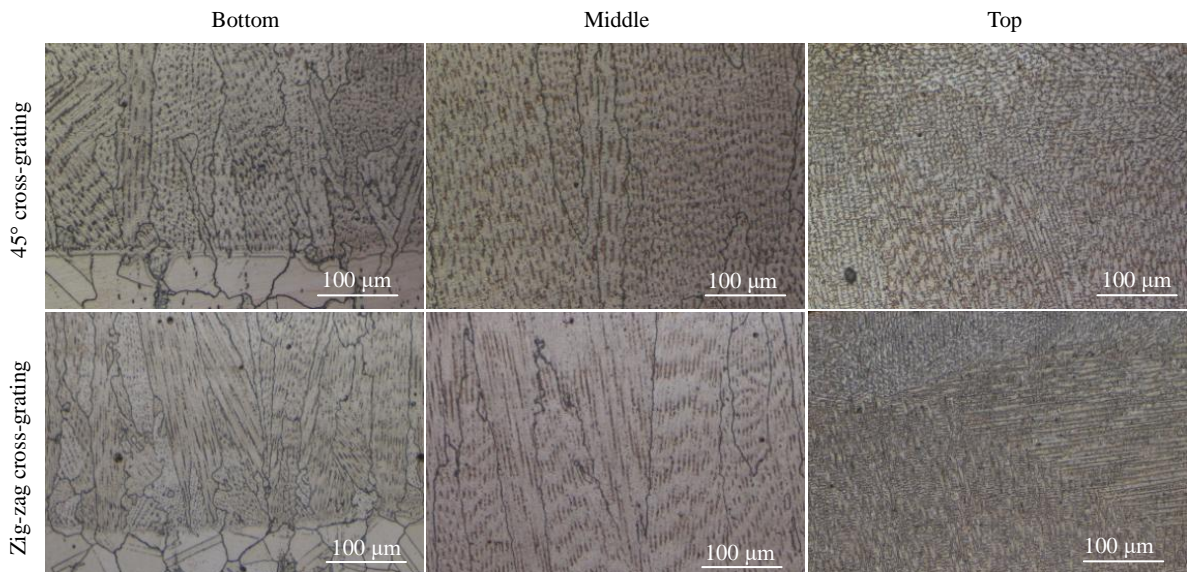


图 8 2 种扫描路径试样的 3 个部位的纵截面显微组织

Fig.8 Optical micrographs of three parts (bottom-middle-top) of samples with two scanning paths (45° cross-grating and zig-zag cross-grating)

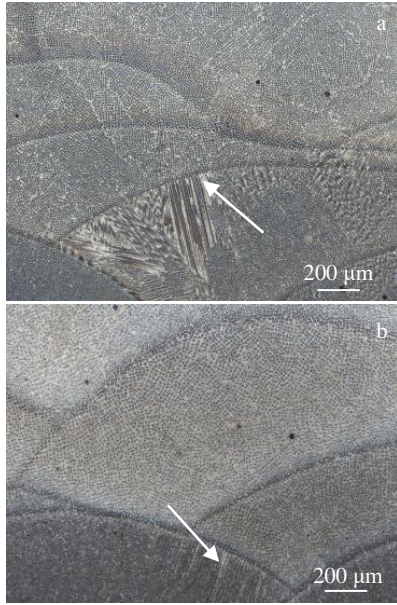


图9 2种扫描路径试样的横截面显微组织

Fig.9 Cross-section micrographs of samples with two scanning paths: (a) 45° cross-grating and (b) zig-zag cross-grating

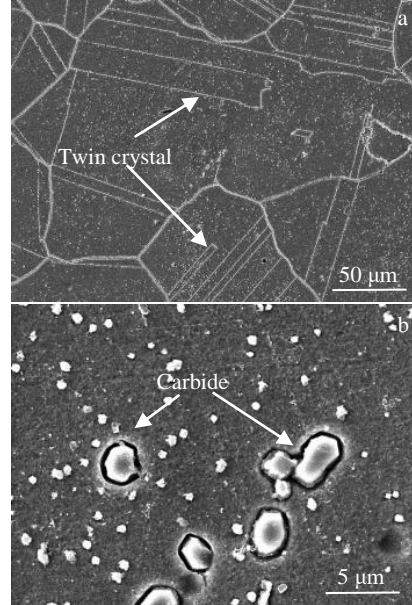


图10 基板的显微组织

Fig.10 SEM images of substrate: (a) grain boundary and (b) carbide of intragranular

于晶内，体积较小。基板晶内的碳化物分布更加细小均匀，在晶界附近也会有较大的块状碳化物，如图10b所示。这是由于基板在激光立体成形的过程中受热，晶界处的碳化物溶解到晶内。无论是激光立体成形的GH3536合金还是经过固溶处理的锻造态的GH3536合金基体都是 γ 相。2种扫描路径激光立体成形的试样相组成没有差别。不同相的元素含量如表2所示。

2.4 XRD 分析

图12是2种扫描路径激光立体成形的GH3536合金和GH3536合金粉末的XRD图谱。可以看出，每个试样的衍射峰所对应的 2θ 角大致相同，但有一定程度的偏差。每个试样标记的物相都是 γ 基体相，对应PDF#35-1489。衍射峰的数量没有太大变化，但是峰强的有明显差异。对于晶面(222)，激光立体成形的试样

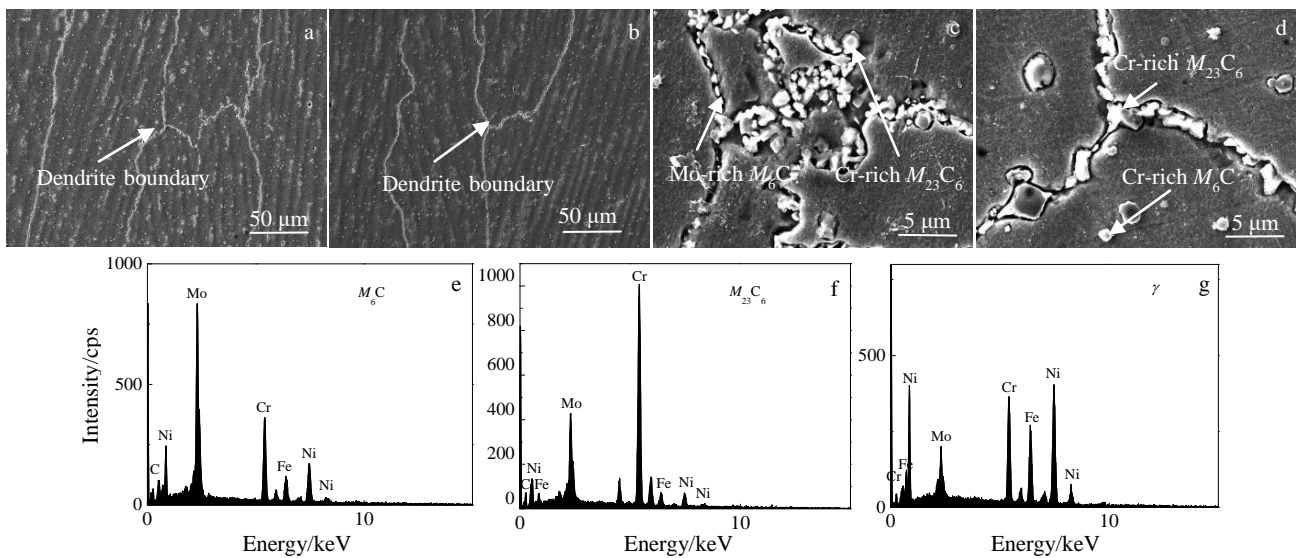


图11 2种扫描路径试样的SEM照片及EDS能谱分析

Fig.11 SEM images (a~d) and EDS spectra (e~g) of samples with two scanning paths: (a) 45° cross-grating; (b) zig-zag cross-grating; (c) grain boundary of 45° cross-grating; (d) grain boundary of zig-zag cross-grating; (e) M_6C phase; (f) $M_{23}C_6$ phase; (g) γ substrate phase

表 2 不同相的元素含量

Table 2 Element content of different phases (ω/%)

Phase	C	Si	Cr	Fe	Ni	Mo	W	Co
$M_{23}C_6$	9.48	-	36.87	11.28	27.47	12.76	2.15	-
M_6C	12.16	0.91	16.02	9.28	25.08	32.18	4.36	-
γ	-	-	21.61	18.94	46.54	7.42	1.71	1.10

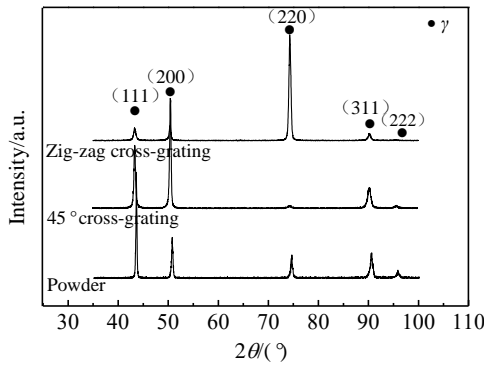


图 12 GH3536 合金粉末及 2 种扫描路径激光立体成形的 GH3536 合金的 XRD 图谱

Fig.12 XRD patterns of GH3536 alloy powder and GH3536 alloy with two scanning paths

相比于 GH3536 合金粉的衍射峰强度有大幅度的减小，尤其是往复交叉光栅式的试样晶面 (222) 的衍射峰寻找不到。说明激光立体成形的试样在晶面 (222) 的方向结晶数量少，结晶度低。往复交叉光栅式的试样在 (220) 晶面的峰值突出，存在织构。45°交叉光栅式在晶面 (200) 存在织构。

2.5 室温拉伸性能

图 13 是 2 种扫描路径试样的拉伸性能柱状图，数据是取 3 个试样的平均值作为最终结果。整体来看，45°交叉光栅式与往复交叉光栅式的试样拉伸性能相近。2 种扫描路径的试样屈服强度、抗拉强度、延伸率差别不明显。图 14 是 2 种扫描路径试样的工程应力-应变曲线，可以看出断裂过程大致可分为 3 个阶段：第 1 阶段曲线是直线段且斜率较大，此阶段为变形初期的弹性变形阶段；第 2 阶段曲线是抛物线，应力达到了试样的屈服强度，此阶段为均匀塑性变形阶段；第 3 阶段曲线呈下降趋势且维持时间较短，应力达到试样的抗拉强度，出现颈缩现象，试样断裂。

2.6 断口分析

图 15 是 2 种扫描路径试样的室温拉伸横截面和纵截面的宏观与微观断口形貌。由横截面微观形貌可以看出 2 种扫描路径试样的断裂方式均为韧性断裂。由 XRD 及

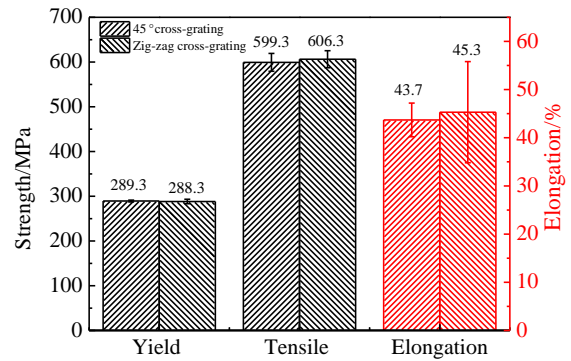


图 13 2 种扫描路径的试样的室温拉伸性能柱状图

Fig.13 Tensile properties of samples with two scanning paths at room temperature

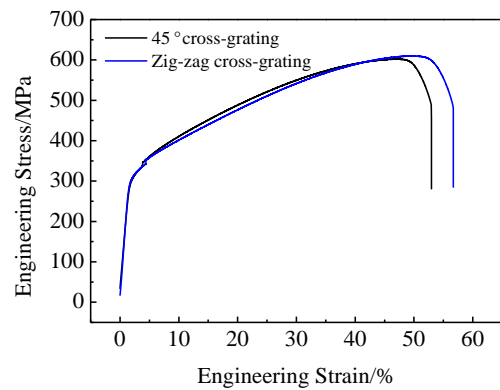


图 14 不同扫描路径的试样的工程应力-应变曲线

Fig.14 Tensile stress-strain curves of samples with two scanning paths

EDS 分析得出 2 种扫描路径成形的 GH3536 合金基体均为 γ 相， γ 相的晶体结构为面心立方。面心立方的滑移系有 12 个，滑移过程中的滑移取向较多，滑移容易进行，塑性较好。从图 13 中可以看到 45°交叉光栅式与往复交叉光栅式的试样延伸率分别达到 43.7%，45.3%。断口由纤维区、放射区和剪切唇 3 部分组成。纤维区中的裂纹扩展速率很小，当达到临界尺寸后快速扩展而形成放射区，放射区是裂纹作快速低能量撕裂而形成的。断

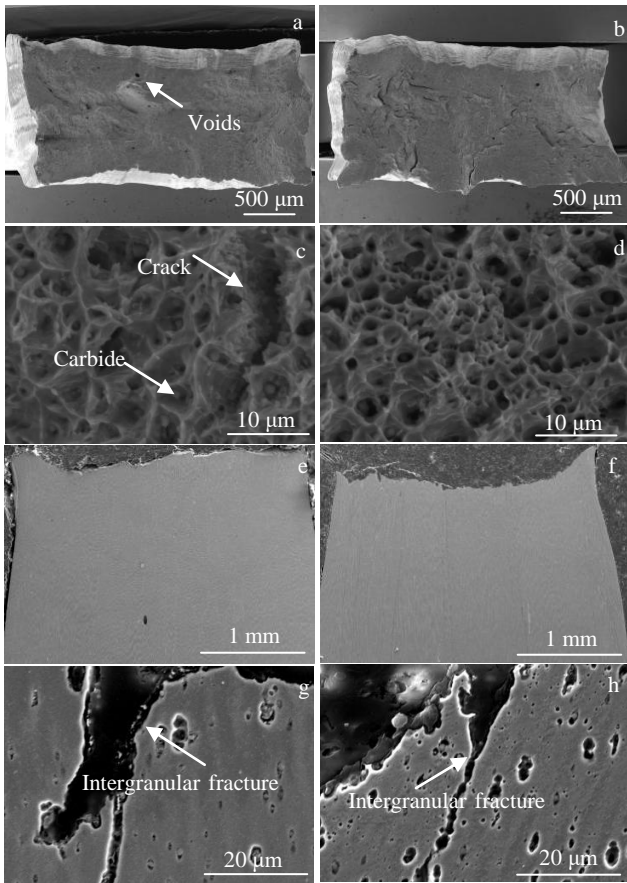


图 15 试样断口形貌

Fig.15 Tensile fracture morphologies of samples: (a, c) cross-section images of 45° cross-grating; (b, d) cross-section images of zig-zag cross-grating; (e, g) vertical-section images of 45° cross-grating; (f, h) vertical-section images of zig-zag cross-grating

裂的最后阶段形成杯状或锥状的剪切唇, 剪切唇表面光滑, 与拉伸轴呈 45°角^[21]。断口形貌为等轴韧窝, 韧窝内会有较小的碳化物颗粒, 在拉伸的过程中受三向拉应力, 导致晶内碳化物与基体脱离, 使得部分碳化物存留在韧窝中。

从图 15c 和图 15d 可以看出, 断口的截面出现了中间凹陷, 两边突出的杯锥状的趋势。在图 15g 和图 15h 中可以看到断裂方式主要以沿晶断裂为主, 也伴有穿晶断裂。结合图 11 可知, 2 种扫描路径试样的晶界分布着块状的碳化物, 裂纹易发生在硬而脆块状碳化物处并迅速扩展^[22]。

3 结论

1) 激光立体成形 GH3536 合金与传统锻造工艺 GH3536 合金相比, 显微组织差异较明显: 锻造的

GH3536 合金主要以等轴晶为主, 并且组织均匀; 激光立体成形 GH3536 合金主要是以中间部分的柱状晶为主还有顶部少量的等轴晶。

2) 往复交叉光栅式路径的试样在成形过程中热量积累更多, 高度更高; 但是热量积累高造成温度梯度低, 导致孔隙率稍高。45°交叉光栅式与往复交叉光栅式的成形高度分别为 8、9 mm, 孔隙率分别为 0.0576%、0.0912%。

3) 2 种扫描路径的显微组织无明显差异, 基体都是 γ 相, 存在 $M_{23}C_6$ 与 M_6C 2 种类型的碳化物, 且激光立体成形的试样均有织物的存在。

4) 2 种扫描路径激光立体成形的 GH3536 合金拉伸性能相近。断裂方式均为韧性断裂, 以沿晶断裂为主, 裂纹发生在晶界或晶内硬而脆的碳化物处。

参考文献 References

- [1] Liu Hao(刘浩), Wang Xinmei(王心美), Liu Dashun(刘大顺) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(10): 2473
- [2] Jinoop A N, Kumarc V A, Paul C P *et al.* *Materials Letters*[J], 2020, 270(1): 127 737
- [3] Zhao J C, Larsen M, Ravikumar V. *Materials Science & Engineering A*[J], 2000, 293(1-2): 112
- [4] Liang Jingjing(梁静静), Yang Yanhong(杨彦红), Zhou Yizhou(周亦胄) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(12): 3753
- [5] Zhao Xiaoming(赵晓明). *Study on the Mechanical Properties of Laser Rapid Forming of Rene' 88DT Superalloy*(激光快速成形 Rene' 88DT 高温合金力学性能的研究)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2006
- [6] Wang Yang(王阳). *Study on the Forming Process, Microstructure and Property for Nickel-base Superalloy Gradient Materials by Laser Melting Deposition*(镍基高温合金梯度材料的激光熔化沉积制备与组织性能的研究)[D]. Shenyang: Northeastern University, 2015
- [7] Liu Kai(刘凯). *Impact of HIP on the Structure and Property of GH3536 Alloy Formed by SLM*(热等静压工艺对 SLM 成形 GH3536 合金的组织及性能影响)[D]. Beijing: China Academy of Machinery Science and Technology, 2018
- [8] Li Yong(李勇). *Research on Forming Behavior and High Temperature Properties of GH3536 Superalloy by Selective Laser Melting Technology*(GH3536 合金选区激光熔化成形行为及高温性能研究)[D]. Shanghai: Shanghai Research Institute of Materials, 2019
- [9] Sun Shangshang(孙闪闪), Teng Qing(滕庆), Cheng Tan(程坦)

- et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2020, 21: 208
- [10] Xue Jiaqi(薛珈琪), Chen Xiaohui(陈晓晖), Lei Liming(雷力明). *Laser & Optoelectronics Progress*(激光与光电子学进展)[J], 2019, 56(14): 171
- [11] Yang Tian, Tomus D, Rometsch P *et al. Additive Manufacturing*[J], 2017, 13: 103
- [12] Montero-Sistiaga M L, Pourbabak S, Humbeecka J V *et al. Materials & Design*[J], 2019, 165: 107 598
- [13] Ghasemi A, Kolagar A M, Pouranvari M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 793: 139 861
- [14] Debroy T, Wei H L, Zuback J S *et al. Progress in Materials Science*[J], 2018, 92: 112
- [15] Yu Yongning(余永宁). *Principles of Metallography*(金属学原理)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2013: 721
- [16] Liu Shuai(刘 帅), Zhang Xue(张 雪), Yu Haixin(于海鑫) *et al. Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2019, 62(S1): 72
- [17] Liu Fencheng, Lin Xin, Huang Chunping *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2011, 509(13): 4505
- [18] Manvatkar V, De A, Debroy T. *Materials Science & Technology*[J], 2014, 31(8): 924
- [19] Pham M S, Dovggy B, Hooper P A *et al. Nature Communications*[J], 2020, 11(1): 749
- [20] Huang Weidong(黄卫东). *Laser Solid Forming*(激光立体成形)[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2007: 112
- [21] Wang Lei(王 磊). *Mechanical Properties of Materials*(材料力学性能)[M]. Shenyang: University Northeastern Press, 2014: 141
- [22] Zhen Yinlan(郑寅岚), He Yanli(何艳丽), Chen Xiaohui(陈晓晖) *et al. Chinese Journal of Laser*(中国激光)[J], 2020, 47(8): 106

Effect of Scanning Path on Microstructure and Tensile Property of GH3536 Alloy Fabricated by Laser Solid Forming

Zhang Xue¹, Liang Jingjing², Ci Shiwei², Yang Shulin², Li Jinguo², Liu Changsheng¹

(1. Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials, Ministry of Education, School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

(2. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: Metallographic microscope, XRD, SEM and tensile testing methods were used to explore the influence of 45° cross grating and zig-zag cross grating scanning paths on GH3536 alloy fabricated by laser solid forming (LSF). The results show that the two scanning paths have little effect on the microstructure of GH3536 alloy. The substrate of GH3536 alloy with two scanning paths are γ phase. There are two types of carbides, $M_{23}C_6$ and M_6C . The heat accumulation of zig-zag cross grating is slightly higher than that of 45° cross grating, resulting in larger porosity and a higher forming height. The tensile properties of GH3536 alloy with two scanning paths are similar. The fracture mode is ductile fracture. The cracks occurs at the carbide, and are mainly transgranular fracture.

Key words: GH3536 alloy; laser solid forming; scanning path; microstructure; tensile property

Corresponding author: Liu Changsheng, Ph. D., Professor, Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials, Ministry of Education, School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, P. R. China, Tel: 0086-24-83687575, E-mail: csliu@mail.neu.edu.cn