

# FGH96激光熔化沉积成形过程 对组织与性能的影响\*

刘 帅,张 雪,于海鑫,刘常升

(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,沈阳 110819)

[摘要] FGH96 镍基粉末高温合金可作为航空发动机高性能涡轮盘的理想材料。采用 4 种不同扫描方式分别对 FGH96 进行激光熔化沉积。主要研究了不同扫描方式对 FGH96 沉积态的组织 and 性能的影响。结果表明,沉积层的微观形貌主要为外延生长的柱状晶,平行扫描方式均发现有微裂纹产生,而往复扫描方式并未出现开裂现象。成形零件的显微组织主要由固溶体基体相、Laves 相和碳化物组成。采用层间相同平行往复方式所得的成形件具有较大的表面硬度,平均值为 389.3HV<sub>0.2</sub>。成形件具有优良的力学性能,断裂方式均为塑性断裂,采用层间相同平行往复方式可得到 1065.29MPa 的抗拉强度、28.17% 的延伸率。

关键词: 飞机涡轮盘;激光直接金属沉积;粉末高温合金 FGH96;显微组织;力学性能

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2019.01/02.072



刘 帅

博士研究生,主要研究方向为激光快速成形镍基高温合金。

涡轮盘是航天发动机上起关键作用的零件之一,重量可达数百公斤。其工作条件极其恶劣,要求在高

\* 基金项目: NSFC-辽宁联合基金(U1508213)。

温、高转速、高应力、高速气流下工作,并承受高的离心负荷、热负荷、气动负荷、振动负荷和环境介质的腐蚀氧化作用,每次飞行需经受循环的机械应力和温差引起的联合作用。同时,涡轮盘各部位承受不同的交变负荷,其工作状况直接影响着发动机的使用性能和安全性。随着航天发动机朝着高性能方向发展,对涡轮盘材料的性能要求正变得越来越高。也就是说,新材料应具有更高的综合性能和长期工作的稳定性<sup>[1-3]</sup>。FGH96 是我国研制的第 2 代镍基粉末高温合金,其工作温度为 750℃,由于具有组织均匀、无宏观偏析、合金化程度高、屈服强度高和抗疲劳性能好等优点,FGH96 合金成为目前新型高性能航天发动机涡轮盘的首选材料,也被广泛用于高性能发动机的其他转动部件的制造<sup>[4-5]</sup>。

激光熔化沉积(Laser Melting

Deposition, LMD) 是一项先进的激光增材制造技术,该技术于 20 世纪 90 年代中期出现,并取得了快速的发展。其命名也较为多样化,例如美国 University of Michigan 研发的直接金属沉积技术(Direct Metal Deposition, DMD)<sup>[6-7]</sup>、美国 Sandia 国家实验室提出的激光近净成形技术(Laser Engineered Net Shaping, LENS)<sup>[8]</sup>、美国 ArcoMet 公司研发的激光增材制造技术(Laser Additive Manufacturing, LAM)<sup>[9]</sup>、英国伯明翰大学的受控激光制造技术(Direct Laser Fabrication, DLF)<sup>[10]</sup>等。该技术有别于传统的减材制造工艺,它不需要现实的模具来辅助制造,而是通过设计 CAD 模型来逐层堆积成形的增材制造。因此大幅度减少了制造成本,缩短了制造周期,并且制造过程灵活性高<sup>[11-15]</sup>。另外,金属粉末在激光作用下经历快速熔化和快速凝

固的过程,所制备的零件组织致密、晶粒细化,通常具有优异的组织性能。

1979年,美国联合技术研究中心(UTS)率先提出可以采用激光束为热源来进行金属零件的成形<sup>[14]</sup>。20世纪80年代末,美国Sandia国家实验室、Los Alamos国家实验室、密歇根大学这3家研究机构分别对激光快速制造技术展开研究<sup>[15]</sup>。20世纪90年代中期,UTS与Sandia国家实验室合作开发了使用Nd:YAG激光器和同步送粉系统的激光成形技术,不仅成形了多种合金,还制备了具有梯度功能材料特点的成形件<sup>[16]</sup>。美国AeroMet公司利用激光快速成形钛合金并将其产业化。加拿大、英国、德国等发达国家也有诸多高校和科研机构进行激光快速成形的研究,比较著名的有加拿大国家科学院集成制造技术研究所、德国斯图加特大学、德国弗朗和夫技术研究所等。目前为止,国外激光快速成形技术已经相当成熟,广泛应用于航空航天、国防、能源等领域,并拥有众多的产业化公司,进行激光器设备或原材料的生产和销售。

我国虽然在此领域的研究起步较晚,但仍然有许多学者和科研机构做了大量的研究工作,其中贡献较为突出的有西北工业大学的黄卫东教授团队,他们在20世纪90年代中期率先提出激光立体成形技术(LSF)并开展了探索性研究<sup>[17]</sup>。北京航空航天大学的王华明教授团队在20世纪90年代末期便开始致力于激光快速成形航空材料的设备和工艺研究<sup>[18]</sup>,在“十五”期间自主研发了激光快速成形钛合金设备,并制备出大型钛合金飞机主承力构件,标志着我国激光熔化技术制备大尺寸构件已有出色的研究成果和应用。截至目前,我国已有越来越多的研究人员致力于激光快速成形领域的研究,已取得丰富的研究成果。但是相比于国外,很

多技术尚不成熟,设备和原料仍依赖进口,因此需要更多致力于激光器设备的集成、激光制备工艺过程对材料的影响、应用于激光熔化沉积材料的开发、激光成形材料的性能评价这4个方向的研究。

本文重点研究不同扫描沉积方式对FGH96成形性、显微组织、硬度、拉伸性能等的影响。通过以上研究,重点对扫描方式进行优化,达到确保制备的镍基块体材料具有较好的成形性与较理想的综合性能,从而得到组织细密、力学性能优良的镍基涡轮盘材料,为涡轮盘材料成形提供参考。

## 试样制备及试验方法

### 1 试样制备

本次试验所采用的基材为Q235不锈钢,试验开始前使用磨床将其表面污垢及氧化皮打去并进行磨光,露

出干净新鲜的基体,用酒精和丙酮清洗去油污后进行干燥处理待用。激光直接沉积成形选用的粉末材料为北京钢研高纳科技股份有限公司提供的FGH96镍基高温合金粉末,具体成分如表1所示。

本试验使用的激光器是煜宸激光集团生产的FL-Dlight02-3000W半导体激光器与其相配套的送粉设备为煜宸激光集团生产的LZT-0980M-V送粉机,送粉量为80~800L/h。本试验过程中采用正离焦方式,以获得较小的稀释率,离焦量为4mm,主要工艺参数见表2。

在块状成形过程中,考虑到这是在单道熔覆的基础上进行的,在保证每层激光提升高度恒定的情况下,讨论4种不同扫描方式对成形试样形貌组织与力学性能等的影响,从而完成对块体成形试验的工艺参数的优化,块体激光快速成形如图1所示。

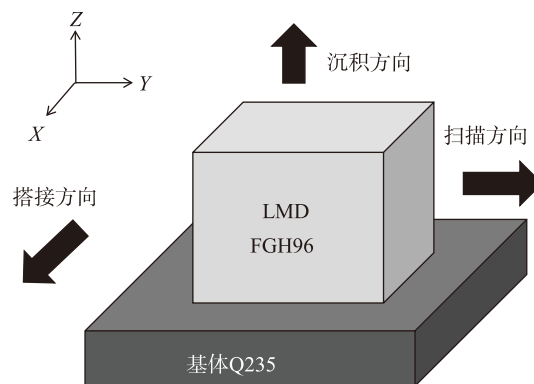


图1 块体激光快速成形示意图

Fig.1 Schematic of laser rapid forming of block

表1 FGH96的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of FGH96

%

元素	Ni	Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	Nb	Fe	Zr	C	B
含量	余量	16.0	12.9	4.0	3.9	3.7	2.3	0.8	0.1	0.05	0.04	0.01

表2 激光快速成形制备FGH96合金主要工艺参数

Table 2 Main process parameters of laser melting deposition FGH96

激光功率 / W	扫描速度 / (mm·s <sup>-1</sup> )	送粉率 / (g·min <sup>-1</sup> )	搭接率 / %	激光提升高度 / mm	离焦量 / mm
1800	5	11.36	30	0.5	4

激光沉积方向为Z轴,扫描方向因不同扫描方式而发生改变。其中第1种为层间相同平行扫描方式(用1#表示),第2种为层间相同平行往复扫描方式(用2#表示),第3种为层间正交平行扫描方式(用3#表示),第4种为层间正交平行往复扫描方式(用4#表示),其示意图如图2所示。

## 2 检测分析方法

制备好试样后,利用线切割将成形块切成尺寸合理的块状,然后对试样进行机械打磨并进行抛光,研磨膏采用粒度为2.5w的金刚石水溶性研磨膏,用HNO<sub>3</sub>:HCl:H<sub>2</sub>O体积比为1:2:10的腐蚀液对表面进行腐蚀。采用Olympus U-SWB130型号金相显微镜观察熔覆层与成形块截面的显微组织。使用型号为JSM-6510A的扫描电镜、型号为JSM-7001F的场发射扫描电镜以及其所自带的能谱分析仪进行试样的微观组织形貌观察、微区域的化学元素分析。

采用WILSON-WOLPER-401MVD数显显微维氏硬度计测量每种扫描方式成形试样的显微硬度。测试区域为YOZ截面内从沉积层顶部到基体的区域,施加载荷200g,载荷保持时间10s,每行测试20个点,间距为0.15mm。每个

样品打3次硬度,取3次的平均值作为该扫描方式成形的样品的显微硬度。

本试验中试样为板材拉伸试样,板材试样由激光快速成形得到的块体,然后通过线切割切成图3所示尺寸的板材拉伸试样,试样从平行于激光扫描方向的面内切割获得。试样标距部分用100#砂纸、240#水砂纸依次进行打磨。在室温下采用岛津公司AG-X100kN电子万能材料试验机对直接沉积试样进行拉伸性能测试,拉伸速度为0.5mm/min,最后利用扫描电镜观察拉伸断口形貌,分析拉伸断裂原因和类型。

## 结果与讨论

### 1 显微组织观察

图4所示为在激光功率1800W,扫描速度5mm/s,送粉速率420r/min的条件下,采用层间相同平行往复扫描方式(2#)制备的块状试样显微组织,分别沿着XOZ、YOZ和XOY平面进行观察。由图4可知,XOZ面和YOZ面内主要为柱状晶,而且大部分沿着沉积方向并向着扫描方向倾斜,并且柱状晶均比较细密。这是因为外延生长的细长柱状树枝晶是激光成形件显微组织中最典型的特征,柱状晶的生长方向大致沿沉积高

度方向,趋于贯穿多个沉积层连续生长。激光形成的熔池中沿沉积高度方向的温度梯度最大,根据晶体生长理论,枝晶的生长方向主要与其与最大温度梯度方向最为接近的择优取向决定,因此与沉积方向相近取向的柱状晶优先生长<sup>[18-20]</sup>。在始于熔池底部的凝固过程中,热流方向沿着Z

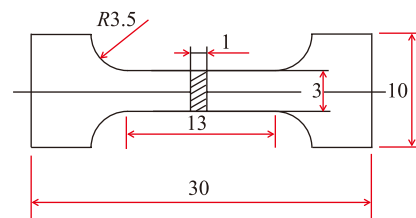
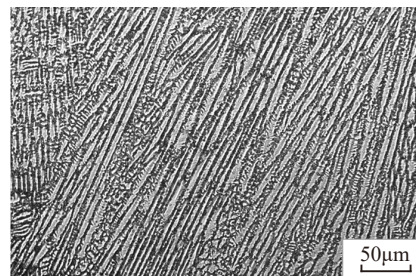
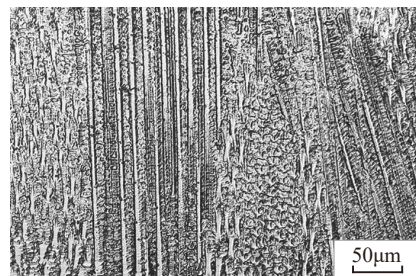


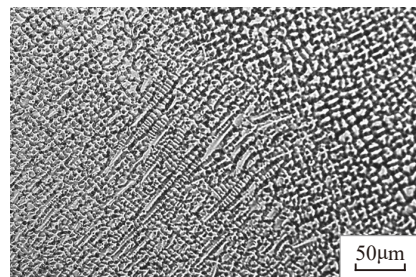
图3 拉伸试样尺寸  
Fig.3 Schematic of tensile test sample



(a) XOZ面



(b) YOZ面



(c) XOY面

图4 采用2#扫描方式制备的样品中不同截面的显微组织  
Fig.4 Microstructure morphology of section in samples made by 2# scanning mode

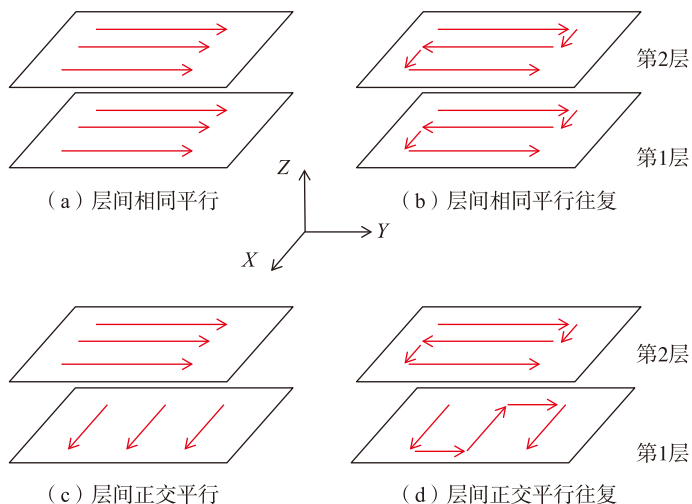


图2 不同扫描方式示意图  
Fig.2 Schematics of different scanning methods

轴方向散热最快,而柱状晶将选择与温度梯度方向最接近的方向择优生长,所以大部分柱状晶生长方向垂直于 $XOY$ 面,而 $XOY$ 面为柱状晶截面。

在采用2#扫描方式制备的块状试样显微组织的 $XOZ$ 面内,可以看到组织为均匀细小、长短不一、取向各异的柱状枝晶和细小树枝晶的混合组织。在较发达的枝晶之间存在着细小的树枝晶,成形组织均匀,未发现任何的气孔及裂纹等缺陷。这可以从两方面来解释,一方面是由于快速成形过程是一个高温梯度、高速凝固的过程,因而组织细密均匀;另一方面是采用4#扫描方式可以降低沉积成形过程中的热应力,尤其是沿扫描方向邻近基板区域的热应力可得到有效抑制,进而阻碍材料断裂的发生。除此之外,熔池中的凝固组织生长不仅受到熔池内热流方向的影响,还受到晶体择优取向的影响。当热流传导条件保持不变时,基体晶粒的取向将对激光熔池中枝晶的生长方向产生明显的影响。在两者的综合作用下,在外延生长的枝晶组织中,可看到部分贯穿熔覆层与层之间保持相同方向连续生长,而个别上下层枝晶生长方向呈不等的方向<sup>[21]</sup>。

为探究不同扫描方式对组织的影响,采用其余3种扫描方法,即1#、3#、4#,并对这3种方式制备得到的块状试样显微组织进行研究。采用4#扫描方式成形试样低倍和高倍显微组织相貌,与2#基本相同,而且并无气孔和显微裂纹等缺陷存在。采用1#扫描方式成形试样存在粗大的裂纹,如图5(a)所示。采用3#扫描方式成形试样存在较多细小的裂纹,如图5(b)所示。

在激光快速成形过程中,沿沉积 $Z$ 轴方向会产生拉应力,这是快速凝固导致上表面受热膨胀而下表面温度相对较低的缘故,这也会引起沿着扫描方向显著的收缩热应力的产生,而2#和4#扫描方式可减轻这种收

缩热应力,1#扫描方式不能有效减轻这种热应力,3#扫描方式虽能在一定程度上减轻这种热应力,但效果不如2#和4#扫描方式好。因此1#和3#扫描方式成形试样相对于2#和4#扫描方式成形试样产生的应力较大,出现开裂现象。另一方面,2#和4#方式均可在一定程度上降低 $Z$ 轴方向的拉应力,并降低成形过程中的热应力,这会有助于提高成形质量,主要为组织细小均匀的柱状晶,大部分柱状晶生长方向沿着 $Z$ 轴沉积方向,少数生长方向发生了一定偏转。搭接区部分的组织由于重熔的缘故显得较为粗大,不过整体上组织细小均匀。

综上所述,不同扫描方式下扫描路径的不同导致道与道之间的搭接和层与层之间的重复熔覆效果不同,

这会改变整个试样的温度场与应力场。相比之下,采用2#扫描方式得到的成形件组织更加细小和均匀,且无裂纹和气孔等缺陷产生,同时采用4#扫描方式也可得到类似的结果,因此其可行性优于1#和3#扫描方式。

## 2 显微组织分析

为了确定试样的物相组成,使用X射线衍射分析仪对样品进行检测。图6为激光熔化沉积制备的不同梯度材料的XRD衍射图谱。可以看出,各个梯度材料主要含有富含Cr、Ni、Co、Mo等基体元素的 $\gamma$ 固溶体、 $Al_{0.5}CNi_3Ti_{0.5}$ 碳化物相、 $Ni_3(Al, Ti)$ 析出强化 $\gamma'$ 相。FGH96中Al和Ti含量并不高,形成的 $\gamma'$ 相很少, $\gamma'$ 相和基体是共格析出,此时的衍射峰可能全为基体的,因此 $\gamma'$ 相可能并

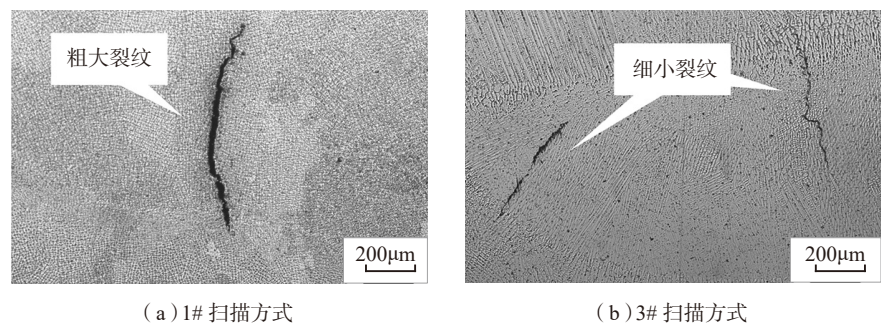


图5 采用1#、3#扫描方式制备的样品中的裂纹形貌  
Fig.5 Morphology of cracks in samples made by 1# and 3# scanning mode

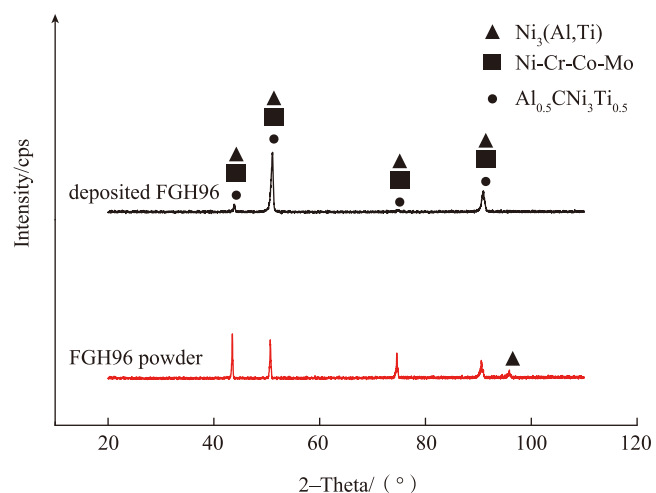


图6 FGH96粉末与沉积式样的XRD衍射图  
Fig.6 XRD pattern of FGH96 powder and deposited sample

不存在。而且由于激光沉积的快速凝固作用,  $\gamma'$  相也可能并未来得及析出。沉积层中含有  $\gamma$ -Ni 固溶体(面心立方晶格), 因为 Ni 是奥氏体化元素, 且含量最高, 所以镍基固溶体作为基体。此外, 由于沉积层中含有较多的 Ti、Nb、Mo 等碳化物形成元素, 所以在沉积层中形成了碳化物相  $Al_{0.5}CNi_3Ti_{0.5}$ 。

利用扫描电镜对试样进行 SEM/EDS 点能谱分析测试, 以确定快速成形试样中各种元素的分布情况。图 7 (a) 为采用 2# 扫描方式扫描试样 YOZ 面的显微组织, 从中可以看出, 其组织分为灰暗的枝晶区域、半透明的灰亮枝晶间区域、条状黑色析出相以及白色点状析出相。为进一步分析枝晶区域与枝晶间区域的元素分布, 对在枝晶间和枝晶上的典型地方打点进行成分分析, 如图 7 (b) 与表 3 所示。点 1 所在的位置是基体为灰黑色的相, 元素组成与原始粉末接近, Ti 元素、Mo 元素较原始粉末含量低, 说明这两个元素偏聚于析出相中。Nb 元素含量同样略低于原始粉末, 这是因为在凝固过程中, 由于激光熔化沉积是一个近快速冷却过程, 在非平衡凝固过程中 Nb 元素会偏聚在剩余液相中最后凝固, 因此先凝固形成的基体  $\gamma$  相中 Nb 元素含量较低<sup>[22-23]</sup>。点 2 是枝晶间析出相为灰黑色条状的相, 元素组成与基体相相比, 析出相内 C、Ti、Nb 和 Mo 元素含量较高, 尤其是 Nb 元素含量达到 8.5%, 明显高于基体 0.5% 和原始粉末 0.8%, 而 Ni 元素含量明显低于基体。析出相存在明显的 Nb 元素偏析, 并且富集了 Ti、Mo 元素, 应为偏析相 Laves 相。Laves 组成为  $(Ni, Fe, Cr)_2(Nb, Mo, Ti)$ , 于凝固末期在枝晶间位置偏聚析出<sup>[24]</sup>。点 3 所在的位置为白色点状析出相, 分布在枝晶间 Laves 相附近。元素分析表明, 相较于基体相, 颗粒析出相中富集了 C、Nb、Mo 元素, 可推断图

中白色岛状析出颗粒相为 MC 型碳化物, 其中 M 代表金属元素 Al、Ti 和 Nb, 根据之前的 XRD 衍射分析 MC 的析出形式应为  $(Al, Ti, Nb)C$ 。以上就是激光熔化沉积 FGH96 的相组成, 枝晶干是基体  $\gamma$  相, 枝晶间为 Laves 相和碳化物相。

### 3 显微硬度测试

图 8 为不同扫描方式下的显微硬度对比, 总体来说, 采用 2# 扫描方式沉积得到的试样硬度最高, 平均值

为 397.7HV<sub>0.2</sub>。采用 3# 扫描方式沉积得到的试样硬度总体偏低, 且波动范围较大。这是因为 2# 扫描方式成形时上层对下层的影响相对较弱, 热影响较小; 而当采用 3# 扫描方式成形时由于较多的热量囤积, 形成了相对较高的温度梯度和较大的热应力, 导致晶粒组织相对粗大, 因此硬度值偏低。同时需要指出的是, 部分面上出现了硬度值波动较大的现象, 推测跟搭接区和非搭接区的晶粒细

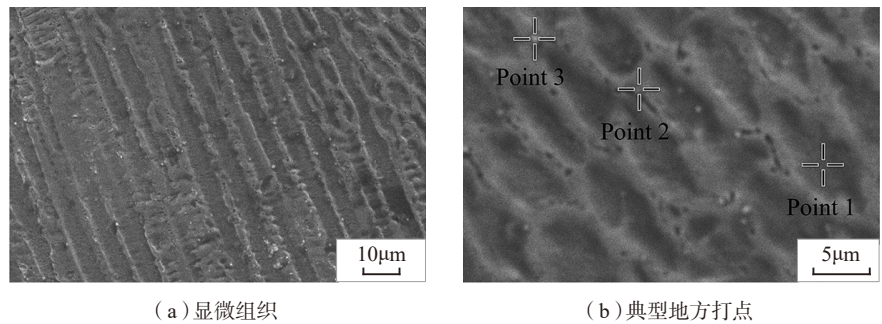


图7 采用2#扫描方式扫描块体YOZ面SEM形貌  
Fig.7 Microstructure of YOZ section in 2# sample

表3 激光沉积FGH96测试点能谱分析的元素(质量分数)

Table 3 Element content (mass fraction) of energy spectrum analysis on laser melting deposition FGH96 %

点	Al	Ti	Mo	Co	Nb	C	Ni	Fe	Cr
Point 1	2.65	0.83	0.67	14.67	0.49	2.56	56.93	4.15	16.52
Point 2	3.87	3.98	7.66	9.12	8.51	3.23	42.65	6.38	9.87
Point 3	3.56	5.14	3.25	5.52	3.57	7.96	52.73	1.89	11.26
Powder	2.3	3.7	4.0	12.9	0.8	0.04	56.1	0.1	16.0

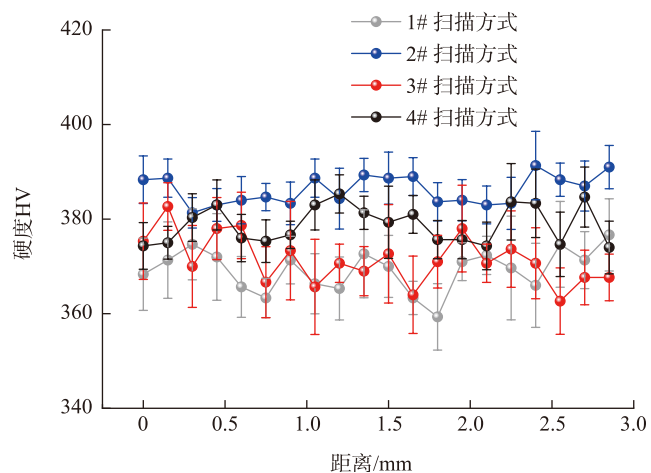


图8 不同扫描方式下的显微硬度对比  
Fig.8 Comparison of micro-hardness in terms of different scanning modes

化程度有关。在搭接区由于存在重熔现象,激光能量较低,晶粒粗大,硬度值相对较低;在非搭接区不存在区域性重熔现象,激光能量较高,晶粒均匀细小,硬度值相对较高<sup>[25-26]</sup>。因此推测硬度较低是打到搭接区的位置上,而硬度较高是打到非搭接区的位置上。另外采用1#和3#扫描方式制备的成形件硬度测试结果显示的相同位置离散度较大,其表面显微组织中柱状晶尺寸和取向、析出物的分布并不均匀。

#### 4 拉伸性能

图9所示为不同扫描方式沉积制备得到的试样应力-应变曲线,试样的拉伸曲线为典型的弹性-均匀塑性型,曲线大致可分为3个阶段:变形初期为弹性变形阶段,曲线是直线段,且直线段的斜率很大;当应力达到成形件的屈服强度后,进入均匀塑性变形阶段,曲线是抛物线;当应力达到成形件的抗拉强度时,出现颈缩现象,进入非均匀塑性变形阶段,直至断裂,从图中可以看到这一阶段持续时间很短,试样发生颈缩后很快便断裂。采用1#和2#扫描方式制备的成形件具有相近的延伸率,但是后者的抗拉强度优于前者,约为前者的1.17倍,这主要是由于在采用1#扫描方式制备的成形件中存在较大尺寸的裂纹,这严重影响了试样的拉伸性能,尤其是塑性,此外,由于3#扫描方式制备的成形件,存在微小裂纹,在进行拉伸试样中这些裂纹很容易扩展和延伸,最终造成宏观裂纹而产生断裂,因此显示出的力学性能较差。采用2#和4#扫描方式制备的成形件具有相近的抗拉强度,但是前者的延伸率优于后者,约为后者的1.25倍。综合来看,在这4种扫描方式中,制备得到的成形件均表现出了良好的力学性能,1#和2#层间扫描方向均相同的试样的塑性大于3#和4#层间扫描方向垂直的试样,而3#和4#层间扫描方向垂直的试样

的强度大于1#和2#层间扫描方向相同的试样,但是相对来说,2#扫描方式制备的成形件的强度与4#扫描方式的强度十分接近,其实从显微组织的分析就可以发现2#和4#扫描方式较为相似,都没有明显的缺陷,更加由于2#扫描方式又拥有良好的塑性,因此采用2#扫描方式制备得到的力学性能更为突出。值得一提的是,通过与传统铸造镍基合金相比较,采用直接金属沉积成形制备的成形件在延伸率方面具有较为明显的

优势,而在抗拉强度方面也基本持平甚至有所提升<sup>[27]</sup>。

使用扫描电镜对采用2#扫描方式拉伸试件的断口进行扫描分析,结果如图10所示。从图10中可以观察到拉伸试件断口截面中均有大小不等的圆形或椭圆形等轴韧窝存在,包括无方向性的韧窝以及方向性明显的沿柱状树枝晶排列的韧窝。韧窝是韧性断裂的基本微观特征,结合断口形貌及延伸率可以判断,拉伸试样的断裂方式均为韧性穿晶断裂,

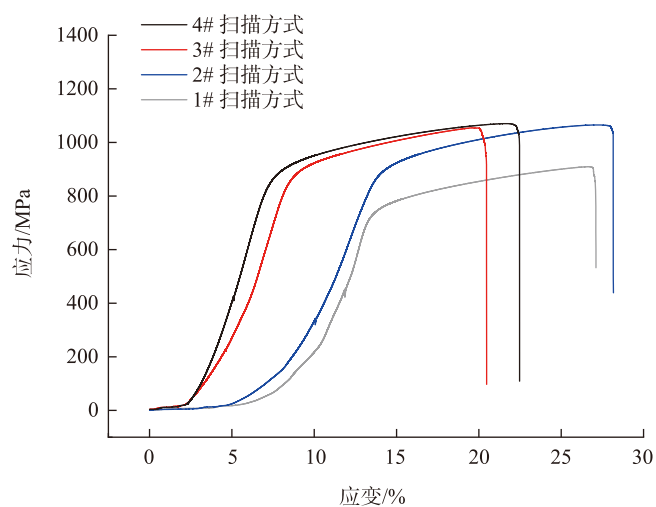


图9 不同扫描方式制备成形件的应变-应力曲线

Fig.9 Strain-stress curves of samples with different scanning modes

表4 不同扫描方式下拉伸试件的力学性能

Table 4 Mechanical properties of tensile specimens with different scanning modes

扫描方式	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa	抗拉强度 $\sigma_b$ /MPa	延伸率 $\delta$ /%
层间相同平行(1#)	738.15	909.40	27.11
层间相同平行往复(2#)	876.31	1065.29	28.17
层间正交平行(3#)	945.62	1054.44	20.47
层间正交平行往复(4#)	917.20	1070.27	22.47

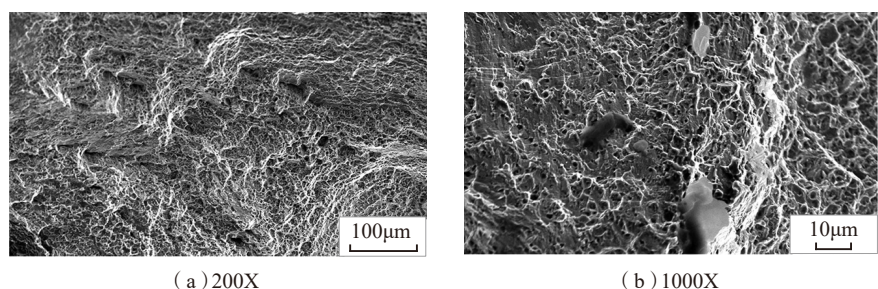


图10 采用2#扫描方式制备的拉伸试件的断口形貌

Fig.10 Fracture morphology of tensile specimens prepared under 2# scanning mode

这符合 FCC 奥氏体合金和绝大多数镍基高温合金拉伸变形时的一般规律<sup>[28]</sup>。试样的韧性断裂机制为微孔聚集型。在拉伸载荷作用下,大量位错塞集在析出相(Laves 相或  $\gamma'$  相和 MC 碳化物)周围引起应力集中,析出相本身破碎或与  $\gamma$  基体界面脱离形成微孔,微孔长大和聚合引起最终断裂,因此留下了以析出相为中心的韧窝组织<sup>[29-30]</sup>。

## 结论

(1) 采用不同扫描方式对 FGH96 进行块体成形,显微形貌外延生长的柱状晶。不同扫描方式得到的样品中柱状晶的生长方向具有较为明显的差异,采用层间正交平行往复扫描方式和层间相同平行往复扫描方式沉积得到的成形件组织更加细小和均匀,且无裂纹和气孔等缺陷产生。显微组织主要由基体  $\gamma$  相,枝晶间为 Laves 相和碳化物相组成。

(2) 采用层间相同平行往复扫描方式所得的成形件具有较大的表面硬度,平均值为 389.3HV<sub>0.2</sub>。采用层间相同平行往复方式可制备出抗拉强度为 1065.29MPa,延伸率为 28.17% 的成形件。激光沉积成形的 FGH96 表现出优良的塑性,断裂方式为塑性断裂。

## 参考文献

[1] 杨治国. 粉末高温合金材料的力学特性及其在涡轮盘上的应用研究 [D]. 南京: 南京航空航天大学, 2007.

YANG Zhiguo. Study on the mechanics performance of nickel-base powder metallurgy (PM) superalloy and applying in turbine disk[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2007.

[2] 江和甫. 对涡轮盘材料的需求及展望 [J]. 燃气涡轮试验与研究, 2002, 15(4): 1-6.

JIANG Hefu. Requirements and forecast of turbine disk materials[J]. Gas Turbine Experiment and Research, 2002, 15(4): 1-6.

[3] 王增强. 先进航空发动机关键制造

技术 [J]. 航空制造技术, 2015, 58(22): 34-38.

WANG Zengqiang. Key manufacturing technology of advanced aeroengine[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2015, 58(22): 34-38.

[4] XIONG X, ZHANG H, WANG G. Metal direct prototyping by using hybrid plasma deposition and milling[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209(1): 124-130.

[5] 陈梦洋, 白朴存, 张安峰, 等. 激光增材制造 FGH96 镍基高温合金柱状晶微观组织研究 [J]. 材料导报, 2015, 29(20): 101-104.

CHEN Mengyang, BAI Pucun, ZHANG Anfeng, et al. Study on the microstructure of columnar grain Ni-base superalloy FGH96 by laser additive manufacturing[J]. Materials Review, 2015, 29(20): 101-104.

[6] KOCH J, MAZUMDER J. Rapid prototyping by laser cladding[C]//Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering. Florida: SPIE, 1994.

[7] MURPHY M, STEEN W M, LEE C. A novel rapid prototyping technique for the manufacture of metallic components[C]//Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering. Florida: SPIE, 1994.

[8] GRIFFITH M L, KEICHER D M, ATWOOD C L. Free form fabrication of metallic components using laser engineered net shaping (LENS): CONF-9609217-1[R]. Washington: Office of Scientific & Technical Information Technical Reports, 1996.

[9] ABBOTT D H, ARCELLA F G. Laser forming titanium components[J]. Advanced Materials & Processes, 1998, 153(5): 29-30.

[10] WU X, SHARMAN R, MEI J, et al. Direct laser fabrication and microstructure of a burn-resistant Ti alloy[J]. Materials & Design, 2002, 23(3): 239-247.

[11] LEWIS G K, MILEWSKI J, NEMEC R B, et al. Rapid fabrication of materials using directed light fabrication[C]//Proceedings of the 15th International Thermal Spray Conference. Nice: International Thermal Spray Conference, 1998.

[12] THOMA D J, LEWIS G K, MILEWSKI J, et al. Free form fabrication of metallic components using the directed light fabrication process[C]//Proceedings of the 15th International Thermal Spray Conference. Nice:

International Thermal Spray Conference, 1998.

[13] 孙兵兵, 张学军, 郭绍庆, 等. 金属材料激光快速成形的研究进展 [J]. 电焊机, 2013, 43(5): 79-84.

SUN Bingbing, ZHANG Xuejun, GUO Shaoqing, et al. Research development on the laser rapid prototyping of metal material[J]. Electric Welding Machine, 2013, 43(5): 79-84.

[14] 钟敏霖, 宁国庆, 刘文今. 激光熔覆快速制造金属零件研究与发展 [J]. 激光技术, 2002, 26(5): 388-391.

ZHONG Minlin, NING Guoqing, LIU Wenjin. Research and development on laser direct manufacturing metallic components[J]. Laser Technology, 2002, 26(5): 388-391.

[15] 刘帅, 王阳, 刘常升. 激光熔化沉积技术在制备梯度功能材料的应用 [J]. 航空制造技术, 2018, 61(17): 47-56.

LIU Shuai, WANG Yang, LIU Changsheng. Application of laser melting deposition technique in preparation of functionally gradient materials[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2018, 61(17): 47-56.

[16] GRITTLTH M L, KEICHER D M. Free form fabrication of metallic components using laser engineered net shaping (LENSTM) [C]//Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium, 1996 World Congress On Powder Metallurgy and Particulate Materials. Washington: U. S. Department of Energy, 1996: 12-14.

[17] 黄卫东, 李延民, 冯莉萍, 等. 金属材料激光立体成形技术 [J]. 材料工程, 2002(3): 40-43.

HUANG Weidong, LI Yanmin, FENG Liping, et al. Laser solid forming of metal powder materials[J]. Journal of Materials Engineering, 2002(3): 40-43.

[18] 王华明, 张述泉, 汤海波, 等. 大型钛合金结构激光快速成形技术研究进展 [J]. 航空精密制造技术, 2008, 44(6): 28-30.

WANG Huaming, ZHANG Shuquan, TANG Haibo, et al. Research progress on laser rapid prototyping of large titanium alloy structures[J]. Aviation Precision Manufacturing Technology, 2008, 44(6): 28-30.

[19] SUN J, GUO Y B. A comprehensive experimental study on surface integrity by end milling Ti-6Al-4V[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209(8): 4036-

4042.

[20] LIU F, LIN X, HUANG C, et al. The effect of laser scanning path on microstructures and mechanical properties of laser solid formed nickel-base superalloy Inconel 718[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2011, 509(13): 4505–4509.

[21] 龙日升, 刘伟军, 卞宏友, 等. 扫描方式对激光金属沉积成形过程热应力的影响[J]. 机械工程学报, 2007, 43(11): 74–81.

LONG Risheng, LIU Weijun, BIAN Hongyou, et al. Effects of scanning methods on thermal stress during laser metal deposition shaping[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2007, 43(11):74–81.

[22] 仲崇亮. 基于 Inconel178 的高沉积率激光金属沉积增材制造技术研究[D]. 长春: 中国科学院长春光学精密机械与物理研究所, 2015.

ZHONG Chongliang. Investigations on high deposition-rate laser metal deposition for additive manufacturing application based on Inconel 718[D]. Changchun: Changchun Institute of Optics Fine Mechanics and Physics, Chinese Academy of Sciences, 2015.

[23] 柴国明, 郭汉杰, 陈希春. FGH96 高温合金的凝固过程及元素平衡分配系数的研究[J]. 铸造技术, 2012, 33(1): 12–16.

CHAI Guoming, GUO Hanjie, CHEN Xichun. Solidification process and equilibrium partition coefficients of alloy elements of FGH96 superalloy[J]. Foundry Technology, 2012, 33(1): 12–16.

[24] 张尧成. 激光熔覆 INCONEL 718 合金涂层的成分偏聚与强化机理研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2013.

ZHANG Yaocheng. Studies on component segregation and strengthening mechanism of laser cladding Inconel 718 alloy coating[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2013.

[25] 李胜, 曾晓雁, 胡乾午. 多层激光熔覆层微观组织和硬度的影响[J]. 金属热处理, 2007, 32(7): 44–47.

LI Sheng, ZENG Xiaoyan, HU Qianwu. Influence of multilayer cladding on microstructure and hardness of laser-clad layers[J]. Heat Treatment of Metals, 2007, 32(7): 44–47.

[26] TANAKA T, IIBOSHI S, OKAMOTO J, et al. Effects of microstructure and hardness of tool materials on wear property[J]. Journal of the Japan Foundrymen Society, 2011, 68(2): 130–134.

[27] 杨金侠, 孙元, 金涛, 等. 一种细晶铸造镍基高温合金的组织与力学性能[J]. 金属学报, 2014, 50(7): 839–844.

YANG Jinxia, SUN Yuan, JIN Tao, et al. Microstructure and mechanical properties of a Ni-based superalloy with refined grains[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2014, 50(7): 839–844.

[28] 王磊, 张滨, 崔彤, 等. 材料的力学性能[M]. 沈阳: 东北大学出版社, 2014.

WANG Lei, ZHANG Bin, CUI Tong, et al. Mechanical properties of materials[M]. Shenyang: Northeastern University Press, 2014.

[29] 张少平, 隋尚, 明宪良, 等. 激光修复 GH4169 高温合金的组织与力学性能[J]. 应用激光, 2015, 35(3): 277–281.

ZHANG Shaoping, SUI Shang, MING Xianliang, et al. Microstructure and mechanical properties of laser repaired GH4169 superalloy[J]. Applied Laser, 2015, 35(3): 277–281.

[30] 席明哲, 高士友. 激光快速成形 Inconel 718 超合金拉伸力学性能研究[J]. 中国激光, 2012, 39(3): 68–73.

XI Mingzhe, GAO Shiyu. Research on tensile properties of Inconel 718 superalloy fabricated by laser rapid forming process[J]. Chinese Journal of Lasers, 2012, 39(3): 68–73.

通讯作者: 刘常升, 教授、博士生导师, 研究方向为材料表面科学与技术研究、激光表面改性, E-mail: csliu@mail.neu.edu.cn.

## Effect of Laser Melting Deposition Process on Microstructure and Property for FGH96

LIU Shuai, ZHANG Xue, YU Haixin, LIU Changsheng

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

**[ABSTRACT]** Nickel-based powder superalloy FGH96 is regarded as one of ideal choices for the high-property turbine disk in an aero engine. In this paper, the FGH96 was laser melting deposited in four different scanning modes respectively. The purpose of this research is mainly to find out the effects of different scanning modes on microstructure, mechanical properties during laser deposited process. The results are shown as followed. The microstructure morphology of deposited layers is mainly epitaxially grown columnar crystal. Cracks are found in parallel scanning modes while none in zig-zag scanning mode. The main phases in samples are solid solutions, Laves phase and carbides. Sample made by parallel zig-zag mode with the same direction between layers has larger microhardness and the average is 389.3HV<sub>0.2</sub>. Its tensile strength is 1065.29MPa and the elongation is 28.17%. It has excellent mechanical properties and the fracture features of ductile fracture.

**Keywords:** Turbine disk; Direct metal deposition; Powder superalloy FGH96; Microstructure; Mechanical property

(责编 铃兰)