

# 激光与光电子学进展

## 激光粉末床技术制造 GH3536 合金研究现状

闵师领<sup>1</sup>, 侯娟<sup>1\*</sup>, 张恺<sup>1</sup>, 黄爱军<sup>2</sup>

<sup>1</sup>上海理工大学材料科学与工程学院, 增材制造研究院, 上海 200093;

<sup>2</sup>澳大利亚蒙纳士大学增材制造中心, 蒙纳士大学, 诺丁山 3168, 澳大利亚

**摘要** GH3536 合金具有优异的抗高温氧化性能、耐腐蚀性能以及良好的冷、热加工成形性能和焊接性能, 已被用作航空发动机高温部件的重要结构材料。传统工艺在制备 GH3536 合金复杂结构零部件方面存在生产周期长、工序复杂、成品率低等问题。本文针对激光粉末床(LPBF)技术在 GH3536 合金制造中的研究进展进行了全面介绍, 明晰了该合金的组织结构和强化机制, 系统调研了国内外相关研究成果, 并通过与传统工艺进行对比, 从技术原理、微观组织和力学性能等方面对 LPBF GH3536 合金进行了综合论述。调研了增材制造与传统制造相结合的增材复合技术, 讨论了 LPBF 制备 GH3536 合金在未来生产制造中的应用与发展趋势。

**关键词** 激光技术; GH3536 合金; 增材制造; 激光粉末床; 组织结构; 力学性能

中图分类号 TG146.1+5

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP202158.1700008

### Laser Powder Bed Fusion of GH3536 Alloy

Min Shiling<sup>1</sup>, Hou Juan<sup>1\*</sup>, Zhang Kai<sup>1</sup>, Huang Aijun<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Additive Manufacturing Research Institute, School of Materials Science and Engineering, University of Shanghai for Science and Technology, Shanghai 200093, China;

<sup>2</sup>Monash Center for Additive Manufacturing, Monash University, Notting Hill, VIC 3168, Australia

**Abstract** The GH3536 alloy is an important structural material for the high-temperature components of aeroengines owing to its excellent high-temperature oxidation and corrosion resistances and good performance during cold and hot forming and welding. The traditional manufacturing method of GH3536 high-temperature components has the disadvantages of long production cycle, complicated procedures, and low yield. Therefore, its production applications are limited. This study provides a comprehensive introduction to the research progress of the laser powder bed fusion of the GH3536 alloy and clarifies its structure and strengthening mechanism. Meanwhile, relevant research results were systematically investigated, conventional methods were compared, and the preparation of GH3536 alloy by laser powder bed technology is comprehensively discussed from the aspects of technical principle, microstructure, and mechanical properties. Furthermore, the composite technology of additive and traditional manufacturing is investigated. Finally, the future application and development trends of the GH3536 alloy prepared by laser powder bed technology are discussed.

**Key words** laser technique; GH3536 alloy; additive manufacture; laser powder bed fusion; microstructure; mechanical properties

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900; 350.3390

收稿日期: 2020-08-20; 修回日期: 2020-10-14; 录用日期: 2020-10-29

通信作者: \*houjuanlife@yahoo.com

## 1 引言

随着航空航天事业的发展和飞机减重设计的要求,人们对航空结构材料的高温性能,尤其是高温强度,提出了越来越高的要求。高温合金因具有较高的合金化程度,也被称为“超合金”,该合金兼具优异的高温力学性能和良好的耐高温腐蚀性能,已在诸多领域得到了广泛应用。自 1956 年第一炉高温合金 GH3030 试炼成功以来,我国高温合金的研究、生产和应用经历了 60 多年的发展<sup>[1]</sup>。根据基体元素的不同,可将高温合金分为铁基、镍基和钴基高温合金。其中铁基高温合金的使用温度有限,一般只能达到 750~780 °C,而钴资源稀缺,大大限制了钴基合金的广泛使用;因此,镍基高温合金在整个高温合金领域占有特殊的重要地位,被用作更高温度下使用的耐热部件的首选材料。镍基合金不仅具有良好的抗高温氧化和耐腐蚀能力,还具有较高的高温强度、蠕变强度和持久强度,以及良好的抗疲劳性能,被广泛用来制造航空喷气发动机、各种工业燃气轮机的热端部件<sup>[2]</sup>。

3D 打印技术作为第三次工业革命的代表性技术之一,受到了工业界和商业界的关注<sup>[3]</sup>。美国材料与试验协会(ASTM)2009 年成立的 3D 打印技术委员会(F42 国际委员会)对 3D 打印有明确的定义:3D 打印是依据三维 CAD 模型数据将材料逐层累加制作物体的过程。3D 打印技术集成了 CAD 技术、计算机辅助制造(CAM)技术、计算机数控(CNC)技术、激光技术和材料技术等现代科技成果<sup>[4-5]</sup>,相比传统的减材制造,3D 打印通过增材制造的方式以无需模具、生产效率高、生产周期短等独特优势,成为近年来世界各国全力研究的技术之一<sup>[6]</sup>。

## 2 激光粉末床技术的发展及国内外研究现状

### 2.1 激光粉末床技术的原理及工艺特点

激光粉末床(LPBF)技术又称为选区激光熔化成形(SLM)技术<sup>[7]</sup>,是以高能激光为热源、金属粉末为原材料的一种逐点逐层精密成形复杂构件的 3D 打印技术。利用 CAD 软件设计出零件的三维模型,然后对三维模型进行切片和分层,将各截面的二维轮廓数据导入打印设备中,并设定具体的扫描路线逐层扫描实现复杂零部件的成形。其工作原理图如图 1 所示<sup>[8]</sup>。相比传统的制造工艺,LPBF 工艺具有材料利用率高、一体化成形、生产周期短以

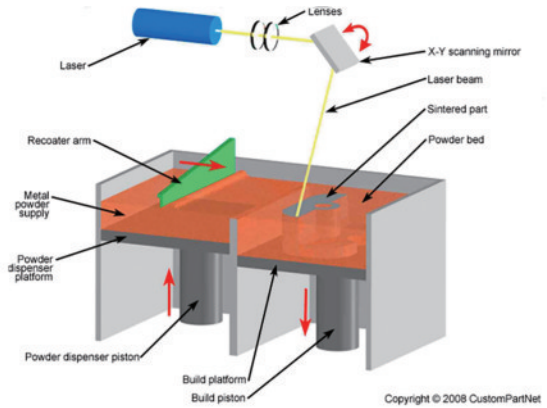


图 1 LPBF 成形原理图<sup>[8]</sup>

Fig. 1 Schematic of laser powder bed fusion forming<sup>[8]</sup>

及可制备形状复杂的零件等优点,已被广泛应用于航天航空<sup>[9]</sup>、轨道交通<sup>[10]</sup>、医疗器械<sup>[11]</sup>等领域,并成为了当前的研究热点。

LPBF 技术实际上是在选区激光烧结(SLS)<sup>[12]</sup>技术的基础上发展起来的一种成形工艺,最初由德国 Fraunhofer 激光研究所于 1995 年提出,旨在解决 SLS 工艺中出现的粉末连接强度较低的问题。1999 年,第一台基于不锈钢粉末的 LPBF 成型设备问世,随后许多国家的研究人员对 LPBF 技术进行了大量研究,并实现了对 LPBF 工艺的应用。2012 年,美国 GE 公司采用 LPBF 技术制造出了 LEAP 喷气式燃油喷嘴,并计划批量生产超过 25000 件<sup>[13]</sup>。2017 年,西门子公司对 LPBF 制造的涡轮机叶片进行了满负荷检测<sup>[14]</sup>。国内对 LPBF 工艺较早进行研究的单位以华中科技大学、西北工业大学、华南理工大学等高校为代表,并取得了一些成就:华中科技大学的史玉升团队自主研发了大尺寸激光选区烧结设备,并获得了 2011 年国家技术发明二等奖<sup>[15]</sup>;华南理工大学的何兴容<sup>[16]</sup>等以 316L 球形粉末为原料,采用选区激光熔化技术打印出了医用牙冠。LPBF 成形材料多为单一组分的金属粉末,包括奥氏体不锈钢、镍基合金、钛基合金、钴-铬合金和贵金属<sup>[17]</sup>等。近年来,采用 LPBF 制备形状记忆合金<sup>[18]</sup>的技术正逐渐被开发利用,研究人员基于 3D 打印发展了更高维度的“4D 打印”技术。利用 LPBF 技术制备的应用于航天航空设备及医疗器械等的复杂零部件,已部分进入应用阶段。2019 年,上海电气燃气轮机公司采用 LPBF 工艺成功制备了 GH3536 合金燃烧器喷嘴样件<sup>[19]</sup>。然而,金属粉末在激光成形过程中的快速熔化和快速凝固,使得金属零件中残留有较大的热应力,严重影

响了材料的性能,尤其是金属零件的表面粗糙度和尺寸精度。对于对外形要求较高的零件来说,表面粗糙度和尺寸精度是十分重要的评判标准<sup>[20]</sup>。因此,对 LPBF 工艺的研究具有重要意义。

## 2.2 LPBF 技术的发展以及增减材复合制造技术

尽管 LPBF 工艺的出现为复杂结构合金零部件的制造提供了新选择,但该技术仍存在原材料成本高、加工效率低、不适合批量生产等局限性;因此,将增材制造与传统减材加工技术相结合的增减材复合制造技术近年来得到了快速发展<sup>[21]</sup>。

增减材复合制造技术是由 Chang 等<sup>[22]</sup>提出的一种通过增材制造技术将零件成形一层或多层后再利用铣削等传统加工方法对零件进行加工的制造技术,该技术通过交替或同步成形,提高了成形零件的表面质量和成形效率。目前,人们已对增减材复合技术开始了广泛研究;高孟秋等<sup>[23]</sup>研究了增减材复合技术交互过程中温度对 316L 不锈钢零件的影响,他们通过观察不同温度下增减材成形零件的表面质量与微观组织发现,零件的表面质量随着温度的降低而降低,这是表面残余应力由拉应力转变为压应力的结果;赵建光等<sup>[24]</sup>对传统轧制与 LPBF 的复合制造工艺进行了研究,结果表明,该工艺充分发挥了 LPBF 适合成形复杂结构以及传统轧制低成本高效率的加工优势,增减材零件的连接部位熔合良好,各项性能指标均满足设计要求;大连理工

大学的李帅<sup>[25]</sup>针对增减材复合制造钛合金的铣削特性进行了研究,他通过设计与建立力学模型对深孔等复杂结构的内部表面进行加工,提高了成形零件的尺寸精度与表面质量。

增减材复合制造技术的发展推动了 LPBF 技术的快速发展和应用,为复杂零部件的低成本、高效率加工提供了新的解决方案,同时改善了成形零件的成形精度和表面质量,为未来 LPBF 技术在航空航天、石油化工、核能及国防领域的应用提供了参考。

## 3 GH3536 合金的组织结构和强化机制

GH3536 合金又称为 Hastelloy X 合金,是一种铁含量较高的镍基高温合金,该合金主要以钼和铬元素进行固溶强化,在 900 °C 以下具有中等的蠕变断裂强度和良好的抗氧化性能。该合金的成分设计标准如表 1 所示。GH3536 合金的密度较小,仅为 8.29 g/cm<sup>3</sup><sup>[26]</sup>,对于以不断追求高推重比为目标的航空发动机制造业来说,GH3536 合金的应用能有效减小发动机自重。此外,该合金还具有较好的综合力学性能与优异的耐高温、抗氧化及耐腐蚀性能,可用于制备 900 °C 以下长期服役的航空发动机燃烧室部件以及其他在高温环境中服役的零部件<sup>[7]</sup>。目前,GH3536 合金常用来制造燃油喷嘴<sup>[27]</sup>和发动机机匣<sup>[28]</sup>等重要的航空构件。

表 1 GH3536 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of GH3536 alloy

Element	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Ni
Mass fraction / %	0.05–0.15	20.50–23.00	0.50–2.50	0.20–1.00	8.00–10.00	≤0.50	≤0.15	Bal.
Element	Fe	B	Mn	Si	P	S	Cu	
Mass fraction / %	17.00–20.00	≤0.010	≤1.00	≤1.00	≤0.025	≤0.015	≤0.50	

GH3536 合金的基体组织为面心立方的奥氏体结构,同时还有少量的 TiN 和 M<sub>6</sub>C 型碳化物。为了研究 GH3536 合金中析出相的形成机理,Zhao 等<sup>[29]</sup>对 GH3536 合金进行了不同的热处理,分析了 M<sub>6</sub>C 和 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 型碳化物以及  $\sigma$  和  $\mu$  析出相的分布,并根据前人的研究和试验结果绘制了 TTT 曲线 (time-temperature-transformation curve),如图 2 所示。他们的研究表明:在 GH3536 合金中,M<sub>6</sub>C 型碳化物以链状和较大的片状(针状)形式存在于晶界与孪晶边界处,沿晶链状分布的 M<sub>6</sub>C 型碳化物可以有效提高合金的持久强度,但是片状分布的 M<sub>6</sub>C 型碳化物会降低合金的塑性<sup>[30]</sup>; $\sigma$  相与 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 型碳化物在

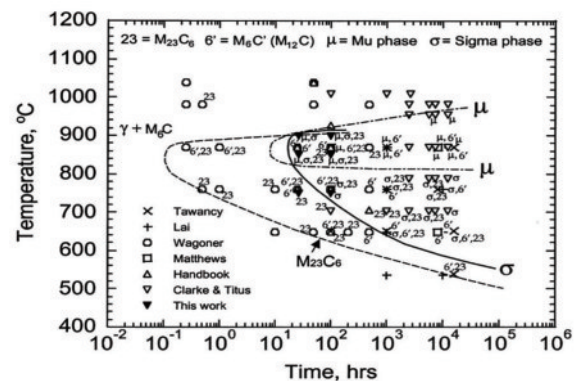


图 2 Zhao 等绘制的 GH3536 合金的 TTT 曲线<sup>[29]</sup>

Fig. 2 TTT curve of GH3536 alloy drawn by Zhao et al<sup>[29]</sup>



900 °C 以下析出, 分别以颗粒状和片状(针状)形式存在于晶内与晶间, 并且因为  $\sigma$  相与  $M_{23}C_6$  型碳化物的结构相似, 所以  $\sigma$  相通常在  $M_{23}C_6$  上形核<sup>[31]</sup>;  $\mu$  相的析出温度在 800~980 °C 之间, 以片状或针状形式存在于晶界处, 并且由于  $M_6C$  型碳化物与  $\mu$  相的成分、结构相似, 所以  $M_6C$  型碳化物的存在有利于  $\mu$  相的析出;  $\mu$  相颗粒通常较大, 所以没有强化作用, 甚至在某些合金中,  $\mu$  相会导致室温塑性降低。

#### 4 LPBF 制备 GH3536 合金的研究进展

GH3536 合金是重要的航空结构材料, 过去该合金因无法制备形状复杂和加工精度高的零部件而受到限制, LPBF 工艺的出现完美地解决了这一问题; 同时, LPBF 工艺作为一种新型制造技术, 具有较大的潜力和提升空间, 因此对 GH3536 合金的 LPBF 工艺的研究势在必行。

##### 4.1 LPBF 制备 GH3536 合金的组织结构特点

在研究 LPBF 材料的微观组织结构时, 首先要

对取样方向进行特别说明。通常将平行于打印沉积的方向称为垂直方向(Z 方向), 而垂直于打印方向称为水平方向, 其中铺粉方向称为 X 方向, 气流方向称为 Y 方向。研究表明, 虽然 LPBF 制备的 GH3536 合金与传统铸造、锻造工艺所得的 GH3536 合金的基体都为奥氏体单相组织, 但它们在显微结构上有明显区别: LPBF 过程快速凝固的特点以及高的温度梯度使得 GH3536 合金形成了特殊的显微组织, 并且在垂直和水平方向上, 具有明显的显微组织方向性和力学性能各向异性。

Tomus 等<sup>[32]</sup>利用光学显微镜观察了 LPBF 制备的 GH3536 合金的典型金相组织, 沿垂直方向上可以观察到清晰的鱼鳞状熔滴结构和熔池边界, 如图 3(a) 所示, 而在水平方向上则观察到了典型的打印道次, 如图 3(b) 所示。这是由 LPBF 工艺中金属粉末逐层叠加的特点和激光逐道交叉扫描的成形方式导致的。对熔池边界线和扫描道次边界进行更大放大倍数的观察, 可以看到两种熔池形貌均属于典型 LPBF 工艺所得的熔池形貌, 如图 4 所示<sup>[32]</sup>。

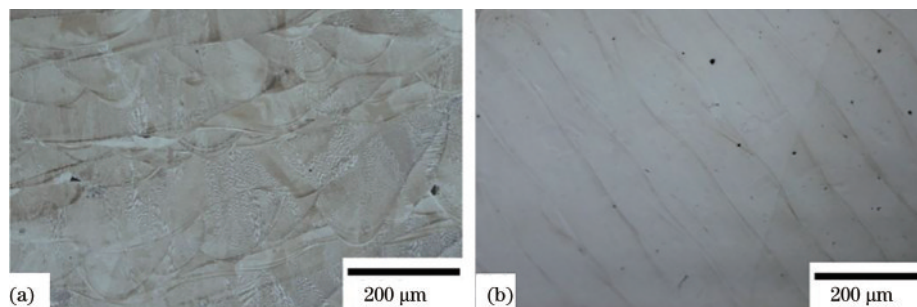


图 3 LPBF 制备的 GH3536 合金的典型金相组织<sup>[32]</sup>。(a) 垂直方向的金相组织; (b) 水平方向的金相组织

Fig. 3 Typical metallographic structures of GH3536 alloy prepared by LPBF<sup>[32]</sup>. (a) Metallographic structure in vertical direction; (b) metallographic structure in horizontal direction

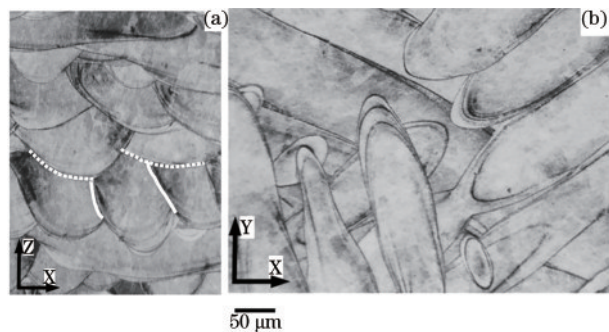


图 4 更高放大倍数下 GH3536 合金的 3D 打印熔池形貌<sup>[32]</sup>。

(a) 垂直方向; (b) 水平方向

Fig. 4 3D printed molten pool of GH3536 alloy at high magnification<sup>[32]</sup>. (a) In vertical direction; (b) in horizontal direction

LPBF 工艺得到的 GH3536 合金在水平和垂直方向上同样具有不同的组织形貌, 垂直方向上主要为柱状晶结构, 这是 LPBF 快速凝固的典型组织。在柱状晶之间的晶界上, 通常会有细小的析出物, 主要为碳化物。不同柱状晶之间的取向也不相同, 这主要是由不同的熔滴的凝固方向和温度梯度不同导致的, 如图 5 所示<sup>[33]</sup>。在水平方向上的微观组织中能观察到晶内胞状结构, 这些胞状亚晶的尺寸较小, 平均直径小于 1  $\mu\text{m}$ , 胞晶之间析出了较多的析出物(主要是由化学成分偏析引起的)。上述微观组织结构的差异会导致 LPBF 制备的 GH3536 合金的力学性能具有各向异性。

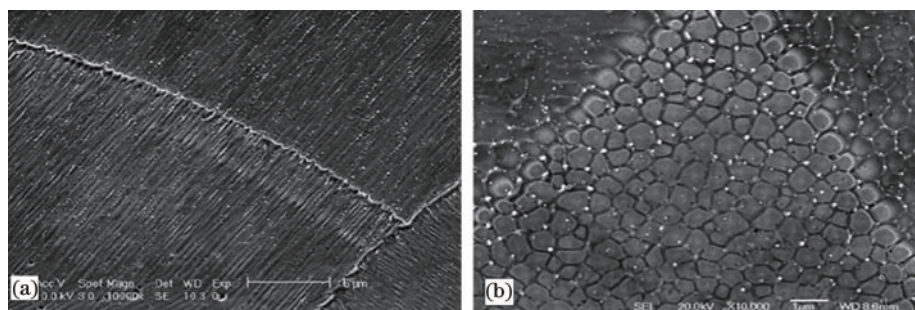


图5 不同方向下的微观组织<sup>[33]</sup>。(a)垂直方向;(b)水平方向

Fig. 5 Microstructures in different directions<sup>[33]</sup>. (a) In vertical direction; (b) in horizontal direction

#### 4.2 GH3536合金的LPBF工艺参数

LPBF工艺作为增材制造技术的重要部分,对材料的结构与性能具有重要影响,获得优质的打印质量是LPBF技术推广应用的前提。

在对LPBF工艺制备的GH3536合金材料进行研究时,碰到的首要问题就是打印参数的选择,如何选取合适的参数以及将参数进行优化组合得到满足使用要求的材料往往是最初研究的重点。LPBF工艺参数主要包括激光功率 $P$ 、扫描速度 $S$ 、搭接距离 $H$ 、层厚 $\nu$ 与扫描策略等。为了较好地建立打印参数之间的相关联系,前人提出了能量密度( $E$ )这一概念,即施加在单位体积材料上的能量<sup>[34]</sup>,可表示为

$$E = P / (S \times H \times \nu). \quad (1)$$

能量密度恒定时,激光功率和扫描速度成反比。针对所选择的材料和层厚,存在一个最佳能量密度,这个最佳能量密度能够实现最高的加工效率和最佳的微观结构。LPBF成形过程中的主要缺陷有球化现象和翘曲变形等。球化现象是指在成形过程中由于相邻两层金属粉末熔融不充分,在表面张力的作用下导致熔化的液滴迅速卷成球形的一种现象<sup>[35]</sup>。因此,在选择工艺参数时,应在增材制造设备的激光器和聚焦光学组件的能力范围内,尽可能远离边界,以避免进入球化区间,从而实现最优的材料特性和生产力。翘曲变形的发生是由于热应力超过了材料的强度,从而使材料发生了塑性变形<sup>[36-37]</sup>。华南理工大学的张国庆等<sup>[38]</sup>针对不同支撑结构对LPBF成形零件的翘曲情况进行了研究,结果表明,优化支撑结构能有效减少零件的翘曲变形。

关于打印工艺对GH3536合金影响的研究在国内外已经广泛开展,人们针对LPBF工艺中常见的气孔、开裂、翘曲变形、锁孔和熔化不充分等相关问

题展开了大量研究,其中孔隙率与微裂纹是当前研究的热点。目前的研究较多集中于通过改变工艺参数来消除GH3536合金样品的缺陷,从而获得满足使用要求的材料。

为了提升打印效率,Montero-Sistiaga等<sup>[39]</sup>研究了激光功率对LPBF制备的GH3536合金结构与性能的影响,他们发现:使用宽光束直径的高功率激光可将打印速率提升1.6倍(由 $6 \text{ mm}^3/\text{s}$ 提升至 $16 \text{ mm}^3/\text{s}$ );当使用高功率激光时,LPBF的冷却速率降低,晶粒尺寸变大,得到的微观组织相对粗糙,从而使得材料的硬度与屈服强度下降。

加拿大滑铁卢大学增材制造实验室的Esmailizadeh等<sup>[40]</sup>通过调整扫描速度(550~2050 mm/s)制备了满足力学性能的GH3536合金零件。他们通过研究发现:当扫描速度较低时,LPBF制备的合金会出现锁孔缺陷;当扫描速度较高时,由于激光移动速度较快,会导致熔化不充分的缺陷出现。调整扫描速度后再次进行试验,结果表明:当扫描速度为1300 mm/s时,LPBF制备的GH3536合金不会出现锁孔与熔化不充分等缺陷,且合金的强度最大(700 MPa),但断裂应变较低;当扫描速度为850 mm/s时,制备的合金的断裂应变最大,约为65%。这是因为在LPBF制备的GH3536合金中存在固溶强化和晶粒细化两种强化机制,但调整打印速度后,存在带来缺陷的可能性,当存在缺陷(锁孔、未熔合)时,材料的力学性能可能不会提升反而下降。

针对LPBF制备的GH3536合金,澳大利亚莫纳什大学的Tomus等<sup>[41]</sup>研究了微量合金元素在裂纹形成过程中的作用。他们发现:裂纹的萌生主要发生在凝固过程中,与Si、C等微量合金元素的含量有关,与Mn元素无关;而裂纹的扩展主要发生在热循环过程中,通过降低Si、C元素含量可以有效减轻



裂纹形成倾向。他们利用凝固理论中的经典热裂模型,成功地确定了热裂纹敏感性与微量合金元素含量之间的关系。通过优化 LPBF 参数,可以得到凝固后无微裂纹的微观组织,制造出来的零件就可以维持内部应变平衡,从而避免裂纹的形成和扩展。

山东大学的 Han 等<sup>[42]</sup>以掺杂有 TiC 纳米颗粒的 GH3536 合金粉末为原料开展了 LPBF 试验,他们发现 TiC 纳米颗粒减小了 GH3536 合金的热裂纹敏感性。这是因为 TiC 纳米颗粒可使小角度晶界增多,减轻热裂纹倾向。此外,他们还发现:加入 TiC 颗粒略微提高了合金的屈服强度;在没有足够的热残余应力的情况下,析出的碳化物是不足以引发热裂纹的。

#### 4.3 LPBF GH3536 合金的后处理

后处理是整个生产过程中十分重要的一步。打印态的工件常常会出现微裂纹、熔化不充分与气孔等缺陷,这些缺陷极大地限制了材料的发展与应用,通过后处理能使组织结构发生一定变化,对材料的性能有利。对 LPBF 制备的高温合金进行的后处理主要包括热处理与热等静压两大类。其中,热处理可使材料的熔池边界消除,残余应力释放,内部枝晶发生溶解并均匀化,如图 6 所示<sup>[32]</sup>,从而提高了材料的断后伸长率。晶粒的长大使得材料的强度下降,但对材料的总体使用性能来说是得到了提高的。

热等静压是一种将样品放入惰性气体氛围中,在特定温度下施以各向同等的压力并保温一段时间的后处理技术。热等静压通过高温高压的环境,使材料内部的未熔颗粒熔化,并有效消除孔洞与裂纹。随着温度升高,晶粒发生长大并逐渐转变为等轴晶,在晶粒内部析出块状碳化物,在晶界处析出链状碳化物,如图 7 所示。经检测可知该链状碳化物富含 Cr、Mo 元素,可确定为  $(Cr, Mo)_{23}C_6$ 。链状碳化物的存在能够阻碍位错运动,从而使得材料的塑性得以提升<sup>[43]</sup>。

Wang 等<sup>[33]</sup>研究了 LPBF GH3536 合金在热等静压(HIP)前后的力学性能。LPBF GH3536 合金的强度高于热轧 GH3536 合金,但断后伸长率低于热轧 GH3536 合金。对 LPBF 成形的 GH3536 合金在 1107 °C 下保温 4 h 并施以 100 MPa 的各向等压的 HIP 处理,结果发现,HIP 处理后,GH3536 合金中不相连的孔洞闭合,未熔粉末与基体的结合增强,提高了成形件的疲劳极限强度。

Li 等<sup>[44]</sup>研究了 HIP 对 LPBF GH3536 合金室温拉伸性能和显微组织的影响,并将分别在 1100 °C 与 1175 °C 条件下保温 2 h 并施以 160 MPa 压力进行 HIP 后的组织、性能进行了对比,结果发现:HIP 处理有效消除 LPBF 成形件中的微裂纹和孔洞缺陷,晶粒有所长大;随着 HIP 温度升高,晶粒逐渐变成等轴晶,同时在晶界和晶粒内部出现了沉淀相;HIP 处

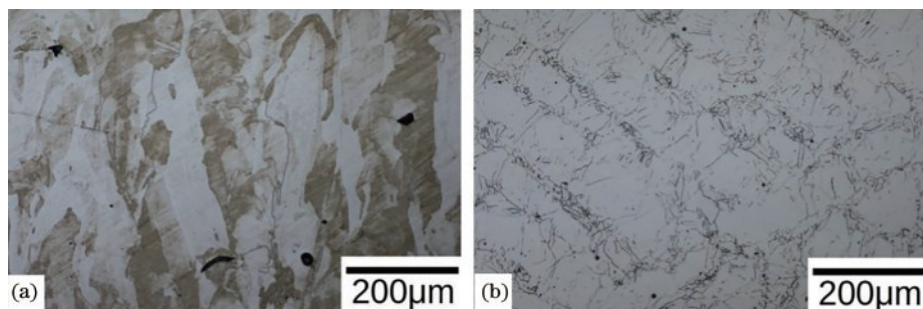


图 6 热处理后不同方向的显微组织<sup>[32]</sup>。(a)垂直方向;(b)水平方向

Fig. 6 Microstructures in different directions after heat treatment<sup>[32]</sup>. (a) In vertical direction; (b) in horizontal direction

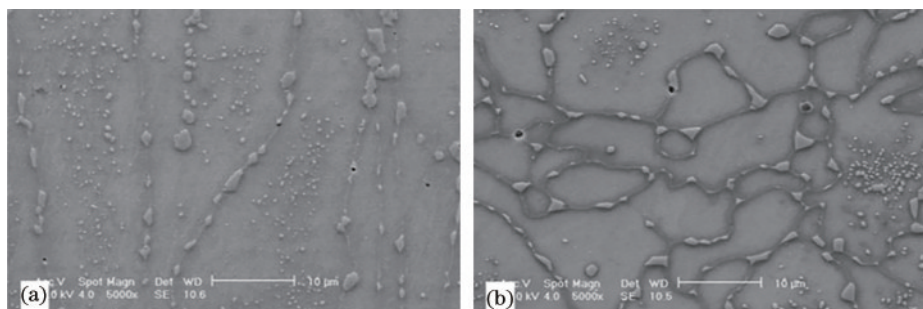


图 7 热等静压处理后不同方向的显微组织<sup>[37]</sup>。(a)垂直方向;(b)水平方向

Fig. 7 Microstructures in different directions after hot isostatic pressing<sup>[37]</sup>. (a) In vertical direction; (b) in horizontal direction

理提高了试样的塑性,降低了试样的抗拉强度。

Tomus 等<sup>[32]</sup>研究了热处理(HT)及 HIP 对 LPBF GH3536 合金室温拉伸性能及显微组织各向异性的影响(热处理工艺为 1175 °C 保温 2 h,空冷;HIP 工艺为 1175 °C 保温 2 h 并施以 150 MPa 的压力,随炉冷却)。他们将孔隙、枝晶、熔池边界、柱状晶、碳化物和位错作为影响试样力学性能的主要因素进行分析,结果表明:热处理对屈服强度的提高是通过亚晶界位错的重新排列实现的;热处理能使残余应力得到释放并使试样内部的枝晶和熔池边界消失,从而使得断后伸长率增大;HIP 处理消除了试样内部的孔隙,使得试样的室温拉伸断后伸长率得到了提高;HIP+HT 处理实现了断裂模式从塑性断裂到韧性断裂的转变,提高了试样的断后伸长率;柱状晶沿打印方向排列,导致了水平试样和垂直试样力学性能的各向异性。

通过前人的研究可以得出,虽然 HIP 处理和热处理都会降低 GH3536 合金试样的拉伸强度,但却会显著提高试样的断后伸长率,使合金的总体性能高于传统方法制备的 GH3536 合金。通常来说,LPBF 工艺独具的特点使得在该工艺制备的试样中能观察到层叠交错的熔池边界线,正是这些熔池边界的存在影响了材料的力学性能。由于熔池之间的结合较弱,不同于晶界连接,因此 LPBF GH3536 合金零件的变形被认为是晶粒滑移与熔池滑移共同作用的结果。熔池之间以不同的角度结合,从而使得这些结合部分优先成为裂纹的萌生点,导致零件的断后伸长率较低。对 LPBF GH3536 合金进行后处理,可使熔池边界消除,碳化物析出,晶粒长大,从而使得 GH3536 合金的强度下降而塑性提高。

#### 4.4 LPBF GH3536 合金的力学性能

GH3536 合金具有优异的抗氧化、耐腐蚀性能,以及良好的冷、热加工成形性能和焊接性能,长期使用温度可达到 900 °C,短时使用温度能达到 1080 °C,因此被广泛用于航空发动机高温部件的制造。在 LPBF GH3536 合金的研究中,其力学性能

的相关研究是必不可少的,而目前的力学性能研究包含了屈服强度( $\sigma_{0.2}$ )、抗拉强度( $\sigma_b$ )、疲劳强度、硬度、断后伸长率( $\delta_s$ )等力学性能指标。

查阅《中国航空材料手册》得到如表 2 所示的传统 GH3536 合金材料的力学性能指标。

表 2 技术标准规定的不同品种 GH3536 合金的力学性能指标<sup>[26]</sup>

Table 2 Mechanical properties of different varieties of GH3536 alloy stipulated in the technical standard<sup>[26]</sup>

Species	Tensile properties at room temperature		
	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\sigma_b$ /MPa	$\delta_s$ /%
Cold rolled sheet	$\geq 310$	$\geq 725$	$\geq 35$
Cold rolled strip	$\geq 310$	$\geq 760$	$\geq 30$
Cold drawn pipe	$\geq 310$	$\geq 690$	$\geq 25$
Bar	$\geq 275$	$\geq 690$	$\geq 30$
Ring	$\geq 275$	$\geq 690$	$\geq 30$
Precision casting	$\geq 200$	$\geq 380$	$\geq 10$

在前文对 LPBF GH3536 合金的叙述中可以知道,LPBF GH3536 合金与传统方法制备的 GH3536 合金在微观结构上有很大不同,LPBF 工艺以其快速的冷却速度和较大的温度梯度得到了特殊的微观组织,从而对力学性能产生了影响。目前对 LPBF GH3536 合金力学性能的研究主要关注的是其室温拉伸性能和高温拉伸性能,大量的试验结果表明,LPBF GH3536 合金的室温和高温拉伸性能普遍高于传统锻造 GH3536 合金。

Wang 等<sup>[33]</sup>将 LPBF GH3536 合金与传统热锻 GH3536 合金的拉伸性能进行了对比,结果发现 LPBF GH3536 合金的强度明显高于热锻合金,但断后伸长率却明显小于热锻合金,并且水平方向上的伸长率较垂直方向上的小。Li 等<sup>[44]</sup>的研究中也同样证实了这一点,这是由打印态 GH3536 合金在凝固时晶粒取向不同造成的,通过后处理能消除这一问题。不同状态 LPBF GH3536 合金在室温下的力学性能如表 3 所示。

表 3 LPBF GH3536 合金的室温力学性能<sup>[44]</sup>

Table 3 Room-temperature mechanical properties of GH3536 alloy prepared by LPBF<sup>[44]</sup>

State	Direction	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\sigma_b$ /MPa	$\delta_s$ /%
As-fabricated	Horizontal	630±20	780±5	8±3
As-fabricated	Vertical	600±40	900±5	28±4
LPBF+heat treatment	Horizontal	410±10	740±5	22±1
	Vertical	415±5	790±10	38±9
LPBF+HIP	Horizontal	480±40	760±5	40±1
	Vertical	430±30	810±5	41±10

数据显示,热处理与 HIP 处理虽然降低了合金的抗拉强度,但却显著提高了其断后伸长率,并且处理后的强度仍保持在传统 GH3536 合金的强度之上,极大地提升了材料的使用性。在经过 HIP 处理后,材料的抗拉强度降低,但塑性却得到了提升。这是由于经过 HIP 处理之后, GH3536 合金试样内部的晶粒长大,并且随着 HIP 温度的升高,晶粒逐渐变成等轴晶;同时在晶粒内部和晶界处析出了  $M_{23}C_6$  相,有效减少了 LPBF GH3536 合金试样的内部孔隙和微裂纹缺陷,且链状  $M_{23}C_6$  相能有效提高材料的塑性和韧性<sup>[45]</sup>。此外,在 HIP 处理后,试样出现了水平方向强度大于垂直方向强度的现象。这是由于在 LPBF 工艺制备的 GH3536 合金中出现

的微裂纹具有一定的方向性,而 HIP 消除了一部分微裂纹,从而在提高水平方向塑性的同时也提高了强度,导致水平方向的强度大于垂直方向<sup>[46]</sup>。热处理与 HIP 同属于后处理工艺,热处理通过消除熔池边界使更多的碳化物在晶界处析出,提高了材料的塑性,同时也降低了抗拉强度。

GH3536 合金主要用于航空发动机热端部件,因此除了室温力学性能以外,其高温力学性能也是重要的性能指标。刘凯<sup>[47]</sup>研究了不同状态 GH3536 合金的高温力学性能差异,通过对 LPBF GH3536 合金与热轧 GH3536 合金在 815 °C 条件下进行拉伸测试,得出了 LPBF GH3536 合金的高温力学性能,如表 4 所示。

表 4 LPBF GH3536 合金的高温力学性能<sup>[47]</sup>Table 4 High-temperature mechanical properties of GH3536 alloy prepared by LPBF<sup>[47]</sup>

State	Direction	Yield strength /MPa	Tensile strength /MPa	Elongation /%	Reduction of area /%
Hot rolled		212	284	96	84
HIP+HT	Horizontal	214	312	54	48
HIP+HT	Vertical	224	333	57	41
HT	Horizontal	186	363	38	35
HT	Vertical	187	373	33	30
As-fabricated	Horizontal	370	471	19	23
As-fabricated	Vertical	299	358	3	4

由表 4 可知:在高温力学性能上,打印态与 HIP 处理后的 LPBF 件在强度上均优于热轧件,但是断后伸长率小于热轧件;LPBF 件具有较高的强度和较差的塑性,但经过 HIP 和热处理后,残余应力得以释放,微裂纹与孔隙消除,晶粒部分发生等轴转变,部分链状碳化物在晶界处析出<sup>[48]</sup>,因此塑性得到较大提升。

除了高温力学性能以外,高温持久性能也是衡

量航空结构材料的关键性能指标。传统工艺制备的 GH3536 合金零件往往具有良好的高温持久性能。为了研究 LPBF GH3536 合金与传统工艺制备的 GH3536 合金在蠕变性能上的差异,李勇<sup>[49]</sup>对 LPBF GH3536 合金的管状试样与固溶态热轧棒材同时进行了高温蠕变性能检测(温度为 815 °C),得到的结果如表 5 所示(其中试样 1 的预热温度为 80 °C,试样 2 的预热温度为 120 °C)。

表 5 GH3536 合金的高温蠕变性能<sup>[49]</sup>Table 5 Creep properties of GH3536 alloy at high temperature<sup>[49]</sup>

Specimen	Stress /MPa	Breaking time /h	Steady creep rate /(%·h <sup>-1</sup> )	Elongation /%	Shrinkage /%
Bar	125	27.2	0.463	57	64
	105	60.5	0.169	44	52
	85	219.5	0.0391	26	38
Sample 1	125	167	0.00364	5.0	12
	105	757	0.00117	4.7	11
	85	2580	0.000268	3.7	4.8
Sample 2	125	39	0.0270	6.7	10.5
	105	118	0.00738	6.0	7.8
	85	456	0.00158	—	—



试样 1 在 815 °C、85~125 MPa 条件下的蠕变寿命明显长于热轧棒材,约为其蠕变寿命的 6~12 倍,而稳态蠕变速率相比棒材低 2 个数量级,断后伸长率低 1 个数量级。试样 2 与试样 1 相比蠕变寿命较低,但仍高于热轧板材。因此,在 815 °C 条件下,LPBF GH3536 合金拥有比固溶态 GH3536 合金热轧棒材更高的蠕变强度,但其蠕变塑性较差。

由于高温蠕变试验的温度处于碳化物形成温度区间,因此在试验过程中碳化物会在晶界处析出,而随着试验的进行,裂纹在碳化物中萌生,随后沿着晶界扩展,形成沿晶断口和大量沿晶界扩展的二次裂纹。链状碳化物连续分布在晶界处具有一定的强化作用,使材料在高温下具有良好的持久性能,而块状碳化物则无法起到强化效果。

## 5 结束语

国内外已开展了大量关于 GH3536 合金 LPBF 3D 打印的研究工作,在工艺参数开发、组织结构、力学性能和热处理方面均开展了系列研究。本文主要对现有研究进展进行归纳总结,以了解和掌握 3D 打印 GH3536 合金的组织结构特点和材料性能以及如何通过后处理实现对组织和性能的调控。现有研究结论表明,采用合适的工艺参数可以制备出性能较好的 GH3536 合金,实现复杂零件的近净成形。目前对于 GH3536 合金的 LPBF 工艺的优化主要是致力于消除微裂纹和孔隙缺陷,通过降低缺陷获得较高的材料性能。通过对打印参数进行优化以及对后处理进行调控能够达到改善组织、消除缺陷和优化性能的目的。然而,目前关于 3D 打印 GH3536 合金性能的研究,仍主要集中在室温力学性能的研究上,对其高温力学性能的关注还不够。高温使用性能是高温合金的重要评价指标,因此,未来应全面研究 3D 打印 GH3536 合金的力学性能,包括疲劳性能和持久性能,重点关注高温拉伸性能和高温蠕变等力学行为,形成对 3D 打印 GH3536 合金的全面深入认识。目前关于 GH3536 合金增减材复合制造技术的研究还鲜有报道,缺乏对相关工艺的研发和积累。而对于 GH3536 这类典型航空材料而言,复合制造技术的开发十分必要,这将是 LPBF 技术在航空航天领域推广应用的重要发展方向。

## 参 考 文 献

[1] Shi C X, Zhong Z Y. Development and innovation of superalloy in China[J]. *Acta Metallurgica Sinica*,

2010, 46(11): 1281-1288.

师昌绪, 仲增墉. 我国高温合金的发展与创新[J]. *金属学报*, 2010, 46(11): 1281-1288.

- [2] Tang Z J, Guo T M, Fu Y, et al. Research present situation and the development prospect of nickel-based superalloy[J]. *Metal World*, 2014(1): 36-40.  
唐中杰, 郭铁明, 付迎, 等. 镍基高温合金的研究现状与发展前景[J]. *金属世界*, 2014(1): 36-40.
- [3] Li X L, Ma J X, Li P, et al. 3D printing technology and its application trend[J]. *Process Automation Instrumentation*, 2014, 35(1): 1-5.  
李小丽, 马剑雄, 李萍, 等. 3D 打印技术及应用趋势[J]. *自动化仪表*, 2014, 35(1): 1-5.
- [4] Liu J S. Numerical simulation and machining emulation of selective laser sintering[D]. Nanchang: East China Jiao Tong University, 2011.  
刘建书. 选择性激光烧结数值模拟与加工仿真[D]. 南昌: 华东交通大学, 2011.
- [5] Chi M. Numerical and experimental research of selective laser melting additive manufacturing for metal material[D]. Shanghai: East China University of Science and Technology, 2019.  
池敏. 金属激光选区熔化增材制造数值模拟与实验研究[D]. 上海: 华东理工大学, 2019.
- [6] Lu B H, Li D C. Development of the additive manufacturing (3D printing) technology[J]. *Machine Building & Automation*, 2013, 42(4): 1-4.  
卢秉恒, 李涤尘. 增材制造(3D 打印)技术发展[J]. *机械制造与自动化*, 2013, 42(4): 1-4.
- [7] Olakanmi E O, Cochrane R F, Dalgarno K W. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: processing, microstructure, and properties[J]. *Progress in Materials Science*, 2015, 74: 401-477.
- [8] Sames W J, List F A, Pannala S, et al. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing[J]. *International Materials Reviews*, 2016, 61(5): 315-360.
- [9] Gong S L, Suo H B, Li H X. Development and application of metal additive manufacturing technology [J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2013, 56(13): 66-71.  
巩水利, 锁红波, 李怀学. 金属增材制造技术在航空领域的发展与应用[J]. *航空制造技术*, 2013, 56(13): 66-71.
- [10] Zhu H B, Liu Y. Current research status of metal prototyping manufacturing (3D-printing) technology application in rail transit equipment[J]. *Modern Urban*

- Transit, 2019(10): 77-81.
- 祝弘滨, 刘昱. 金属 3D 打印技术在轨道交通装备领域的应用研究现状[J]. 现代城市轨道交通, 2019(10): 77-81.
- [11] Yang Y Q, Song C H, Wang D. Selective laser melting and its applications on personalized medical parts[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2014, 50(21): 140-151.
- 杨永强, 宋长辉, 王迪. 激光选区熔化技术及其在个性化医学中的应用[J]. 机械工程学报, 2014, 50(21): 140-151.
- [12] Yang Y H. Analysis of classifications and characteristic of additive manufacturing (3D print)[J]. Advances in Aeronautical Science and Engineering, 2019, 10(3): 309-318.
- 杨延华. 增材制造(3D 打印)分类及研究进展[J]. 航空工程进展, 2019, 10(3): 309-318.
- [13] Herzog D, Seyda V, Wycisk E, et al. Additive manufacturing of metals[J]. Acta Materialia, 2016, 117: 371-392.
- [14] SIEMENS. Application of Siemens 3D printing technology in power generation equipment manufacturing[J]. World Manufacturing Engineering & Market, 2017(2): 82-84.
- 西门子. 西门子 3D 打印技术在发电装备制造中的应用[J]. 世界制造技术与装备市场, 2017(2): 82-84.
- [15] Shi Y S, Lu Z L, Zhang W X, et al. The technology and equipment of selective laser melting[J]. China Surface Engineering, 2006, 19(S1): 150-153.
- 史玉升, 鲁中良, 章文献, 等. 选择性激光熔化快速成形技术与装备[J]. 中国表面工程, 2006, 19(S1): 150-153.
- [16] He X R, Yang Y Q, Wang D, et al. Direct manufacturing of customized crowns and fixed bridge by selective laser melting[J]. Laser Technology, 2010, 34(1): 1-4.
- 何兴容, 杨永强, 王迪, 等. 选区激光熔化直接成型个性化牙冠牙桥研究[J]. 激光技术, 2010, 34(1): 1-4.
- [17] Yang Y Q, Wang D, Wu W H. Research progress of direct manufacturing of metal parts by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2011, 38(6): 0601007.
- 杨永强, 王迪, 吴伟辉. 金属零件选区激光熔化直接成型技术研究进展[J]. 中国激光, 2011, 38(6): 0601007.
- [18] Hu Z H, Song C H, Liu L Q, et al. Research progress of selective laser melting of nitinol[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(12): 1202005.
- 胡泽华, 宋长辉, 刘林青, 等. 镍钛合金激光选区熔化成形技术研究进展[J]. 中国激光, 2020, 47(12): 1202005.
- [19] Zhang H Q, Wang C, He L. Investigation on microstructure and defects control of nickel-based superalloy Hastelloy-X obtained by selective laser melting process[J]. Thermal Turbine, 2019, 48(3): 218-222, 238.
- 张宏琦, 汪超, 何磊. 增材制造 HX 合金喷嘴微观组织及缺陷控制研究[J]. 热力透平, 2019, 48(3): 218-222, 238.
- [20] Lin X, Huang W D. Laser additive manufacturing of high-performance metal components[J]. Science China: Information Sciences, 2015, 45(9): 1111-1126.
- 林鑫, 黄卫东. 高性能金属构件的激光增材制造[J]. 中国科学: 信息科学, 2015, 45(9): 1111-1126.
- [21] Guo C H, Wang Z C, Yan J Y, et al. Research progress in additive-subtractive hybrid manufacturing [J]. Chinese Journal of Engineering, 2020, 42(5): 540-548.
- 果春焕, 王泽昌, 严家印, 等. 增减材混合制造的研究进展[J]. 工程科学学报, 2020, 42(5): 540-548.
- [22] Chang Y C, Pinilla J M, Kao J H, et al. Automated layer decomposition for additive/subtractive solid freeform fabrication[C]//Proceedings of Solid Freeform Fabrication Symposium. [S.l.:s.n.], 1999: 111-120..
- [23] Gao M Q, Zhao Y H, Zhao J B, et al. Influence of matrix temperature state on surface quality during interactive additive and subtractive manufacturing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(8): 0802011.
- 高孟秋, 赵宇辉, 赵吉宾, 等. 激光增减材交互中基体温度状态对表面质量影响研究[J]. 中国激光, 2020, 47(8): 0802011.
- [24] Zhao J G, Hou J, Xiong X J. Research on joint performance of 304L stainless steel used in nuclear industry via an additive and reductive hybrid manufacturing based on laser direct deposition technology[J]. Electric Welding Machine, 2020, 50(7): 39-45, 148-149.
- 赵建光, 侯娟, 熊孝经. 基于激光直接沉积技术的增减材复合制造核用 304L 不锈钢接头性能研究[J]. 电焊机, 2020, 50(7): 39-45, 148-149.
- [25] Li S. The study on the milling characteristic for titanium alloy in additive/subtractive hybrid manufacturing[D]. Dalian, China: Dalian University of Technology, 2018.
- 李帅. 增减材复合制造钛合金铣削特性研究[D]. 大

- 连:大连理工大学,2018.
- [26] Editorial Committee of "China Aviation Material Handbook". China aviation material handbook (volume 2) [M]. Beijing: China Standard Press, 2001: 224-237.  
《中国航空材料手册》编辑委员会.中国航空材料手册(第2卷)[M].北京:中国标准出版社,2001: 224-237.
- [27] Wang W F. Study on precision forging process of GH3536 alloy nozzle shell[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2017.  
王文丰.GH3536合金喷嘴壳体精锻工艺研究[D].哈尔滨:哈尔滨工业大学,2017.
- [28] Liu X J. Welding stress/deformation control and processing technology optimization of thin-wall casing of high temperature alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2018.  
刘晓娟.高温合金薄壁机匣焊接应力变形控制及加工工艺优化[D].哈尔滨:哈尔滨工业大学,2018.
- [29] Zhao J C, Larsen M, Ravikumar V. Phase precipitation and time-temperature-transformation diagram of Hastelloy X[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 293(1/2): 112-119.
- [30] Zhao H B, Feng W, Zhou T J. Distribution of primary  $M_6C$  carbide in large nickel-based superalloy casting[J]. Foundry Technology, 2017, 38(6): 1288-1291.  
赵会彬,冯微,周同金.大型镍基高温合金铸件中初生 $M_6C$ 碳化物的分布规律[J].铸造技术,2017,38(6): 1288-1291.
- [31] Yi Y J. Theoretical studies on stabilities and high-temperature elastic properties of carbides in Ni-based superalloys[D]. Xiamen, China: Xiamen University, 2017.  
易毅杰.镍基合金中碳化物稳定性及高温弹性性能的理论研究[D].厦门:厦门大学,2017.
- [32] Tomus D, Tian Y, Rometsch P A, et al. Influence of post heat treatments on anisotropy of mechanical behaviour and microstructure of Hastelloy-X parts produced by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 667: 42-53.
- [33] Wang F D. Mechanical property study on rapid additive layer manufacture Hastelloy<sup>®</sup> X alloy by selective laser melting technology[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2012, 58(5/6/7/8): 545-551.
- [34] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S, et al. Additive manufacturing of metallic components: process, structure and properties[J]. Progress in Materials Science, 2018, 92: 112-224.
- [35] Wu W H, Yang Y Q, Wang D. Balling phenomenon in selective laser melting process[J]. Journal of South China University of Technology (Natural Science Edition), 2010, 38(5): 110-115.  
吴伟辉,杨永强,王迪.选区激光熔化成型过程的球化现象[J].华南理工大学学报(自然科学版),2010,38(5): 110-115.
- [36] Zaeh M F, Branner G. Investigations on residual stresses and deformations in selective laser melting [J]. Production Engineering, 2010, 4(1): 35-45.
- [37] Chen Y, Chen H, Jiang Y S, et al. Research progress in stress and deformation control in laser additive manufacturing for high-performance metals [J]. Journal of Materials Engineering, 2019, 47(11): 1-10.  
陈勇,陈辉,姜亦帅,等.高性能金属材料激光增材制造应力变形调控研究现状[J].材料工程,2019,47(11): 1-10.
- [38] Zhang G Q, Yang Y Q, Zhang Z M, et al. Optimal design of support structures in selective laser melting of parts[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(12): 1202002.  
张国庆,杨永强,张自勉,等.激光选区熔化成型零件支撑结构优化设计[J].中国激光,2016,43(12): 1202002.
- [39] Montero-Sistiaga M L, Pourbabak S, van Humbeeck J, et al. Microstructure and mechanical properties of Hastelloy X produced by HP-SLM (high power selective laser melting)[J]. Materials & Design, 2019, 165: 107598.
- [40] Esmaeilzadeh R, Keshavarzkermani A, Ali U, et al. Customizing mechanical properties of additively manufactured Hastelloy X parts by adjusting laser scanning speed[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 812: 152097.
- [41] Tomus D, Rometsch P A, Heilmaier M, et al. Effect of minor alloying elements on crack-formation characteristics of Hastelloy-X manufactured by selective laser melting[J]. Additive Manufacturing, 2017, 16: 65-72.
- [42] Han Q Q, Gu Y C, Setchi R, et al. Additive manufacturing of high-strength crack-free Ni-based Hastelloy X superalloy[J]. Additive Manufacturing, 2019, 30: 100919.
- [43] Zhang Y Z, Hou H P, Peng S, et al. Anisotropy of microstructure and mechanical properties of Hastelloy X



- alloy produced by selective laser melting[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2018, 38(6): 50-56.
- 张永志, 侯慧鹏, 彭霜, 等. 激光选区熔化 Hastelloy X 合金的显微组织与拉伸性能的各向异性[J]. *航空材料学报*, 2018, 38(6): 50-56.
- [44] Li Y L, Qi H, Hou H P, et al. Effects of hot isostatic pressing on microstructure and mechanical properties of Hastelloy X samples produced by selective laser melting[C]//*Proceedings of the Second International Conference on Mechanics, Materials and Structural Engineering (ICMMSE 2017)*, April 14-16, 2017. Beijing, China. Paris, France: Atlantis Press, 2017.
- [45] Xue J Q, Chen X H, Lei L M. Effects of microstructure on mechanical properties of GH3536 alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2019, 56(14): 141401.
- 薛珈琪, 陈晓晖, 雷力明. 激光选区熔化 GH3536 合金组织对力学性能的影响[J]. *激光与光电子学进展*, 2019, 56(14): 141401.
- [46] Sanchez-Mata O, Muñoz-Lerma J A, Wang X, et al. Microstructure and mechanical properties at room and elevated temperature of crack-free Hastelloy X fabricated by laser powder bed fusion[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 780: 139177.
- [47] Liu K. Impact of HIP on the structure and property of GH3536 alloy formed by SLM[D]. Beijing: Central Academy of Mechanical Sciences, 2018.
- 刘凯. 热等静压工艺对 SLM 成形 GH3536 合金的组织及性能影响[D]. 北京: 机械科学研究总院, 2018.
- [48] Zheng Y L, He Y L, Chen X H, et al. Elevated-temperature tensile properties and fracture behavior of GH3536 alloy formed via selective laser melting [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(8): 0802008.
- 郑寅岚, 何艳丽, 陈晓晖, 等. 选区激光熔化成形 GH3536 合金的高温拉伸性能及断裂行为分析[J]. *中国激光*, 2020, 47(8): 0802008.
- [49] Li Y. Research on forming behavior and high temperature properties of GH3536 superalloy by selective laser melting technology[D]. Beijing: Central Academy of Mechanical Sciences, 2019.
- 李勇. GH3536 合金选区激光熔化成形行为及高温性能研究[D]. 北京: 机械科学研究总院, 2019.