

引用格式: 杨国煜, 吝放, 王金悦, 等. 激光粉末床熔融制备热作模具 H13 钢的研究进展[J]. 中国材料进展, 2025, 44(12): 1083–1099.

YANG G Y, LIN F, WANG J Y, *et al.* Review on H13 Steel for Hot Work Mold Fabricated via Laser Powder Bed Fusion[J]. Materials China, 2025, 44(12): 1083–1099.

激光粉末床熔融制备热作模具 H13 钢的研究进展

杨国煜¹, 吝放¹, 王金悦², 万杰¹, 邓彦超³, 李进步³, 陈豫增^{1,2}

(1. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 苏州匀晶金属科技有限公司, 江苏 苏州 215024)

(3. 宁波赛维达技术股份有限公司, 浙江 宁波 315803)

摘要: 近年来, 激光粉末床熔融(laser powder bed fusion, LPBF)作为一种先进的增材制造技术, 已吸引了广泛的关注和研究。利用其高自由度的成形方式, 可以设计制造出合适的冷却流道来对热作模具进行控温, 从而提高模具的冷却效率及使用寿命。因此, LPBF 技术在热作模具的成形制造中得到了广泛应用。H13 钢具有高强度、高硬度、良好的耐回火性等优点, 是热作模具最常用的工具钢之一。关于 LPBF 技术在 H13 钢中的应用一直是该领域的研究焦点, 也已取得显著进展。基于此, 首先阐述了 LPBF 制备 H13 钢的成形性能, 分析了打印工艺参数对成形缺陷的影响, 介绍了控制打印开裂的方法; 其次, 对沉积态与热处理态的 LPBF 成形 H13 钢的微观组织和力学性能进行介绍, 详细论述了打印成形及后续热处理过程中的组织演化, 在此基础上分析了微观组织对强度、硬度、塑性等方面的影响; 同时也对 LPBF 成形 H13 钢在热作模具中的服役性能进行了总结, 沉积态的 LPBF 成形 H13 钢具有良好的抗回火软化及抗热疲劳性能。最后, 对具有随形冷却流道的 LPBF 成形 H13 钢热作模具在实际中的应用情况进行了总结分析, 指出随形冷却流道在提高冷却效率、延长模具使用寿命等方面的显著优势。

关键词: 激光粉末床熔融; 热作模具 H13 钢; 微观组织; 力学性能; 服役性能

中图分类号: TG142 文献标识码: A 文章编号: 1674-3962(2025)12-1083-17

Review on H13 Steel for Hot Work Mold Fabricated via Laser Powder Bed Fusion

YANG Guoyu¹, LIN Fang¹, WANG Jinyue², WAN Jie¹, DENG Yanchao³,
LI Jinbu³, CHEN Yuzeng^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Suzhou Yunjing Metal Technology Co., Ltd., Suzhou 215024, China)

(3. Ningbo SCIVEDA Technology Co., Ltd., Ningbo 315803, China)

Abstract: In recent years, laser powder bed fusion (LPBF) technology, as an advanced additive manufacturing method, has attracted significant attention as a research focus. Due to its design freedom advantage, LPBF allows for the precise creation of cooling channels tailored to the mold's contours. As a result, the cooling efficiency and service life of mold will be improved. Therefore, LPBF has been widely used in the manufacturing of hot work molds. H13 steel has become one of the most commonly used tool steels for hot work molds, owing to its remarkable attributes such as superior strength and hardness, along with exceptional resistance to tempering. The application of LPBF technology in H13 tool steel remains a significant area of investigation, where substantial advancements have been made. Based on this, the formability of H13 steel fabricated via LPBF has been described. The influence of process parameters on forming defects and the methods for controlling cracks have been analyzed. Then, the evolution of the microstructure during printing and heat treatment is discussed in detail, and the influence of the microstructure on plasticity, hardness and strength is reviewed as a result. In addition, the service performance of

收稿日期: 2024-05-13 修回日期: 2024-11-06

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2022YFB3404203); 陕西省
自然科学基金基础研究计划资助项目(2023-JC-QN0421)

第一作者: 杨国煜, 男, 1998 年生, 博士研究生

通讯作者: 万杰, 男, 1992 年生, 副教授, 博士生导师,

Email: wan@nwpu.edu.cn

陈豫增, 男, 1980 年生, 教授, 博士生导师,

Email: yzchen@nwpu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202405012

LPBF-H13 steel in hot work molds is investigated, with the result that the as-built LPBF-H13 steel has excellent resistance to tempering softening and thermal fatigue. The application of LPBF-H13 steel hot work dies including conformal cooling channels has been concluded, its notable advantages in raising cooling efficiency have been noted.

Key words: laser powder bed fusion; H13 hotwork tool steel; microstructure; mechanical properties; service performance

1 前 言

H13 钢由于其高强度、高硬度、优异的耐磨性以及良好的回火稳定性等优点,在工业上广泛应用于热作模具的制造^[1]。在热作模具的长期使用过程中,由于复杂的服役环境,往往会出现熔蚀、热龟裂、开裂、高温磨损等各种损伤,最终降低模具的使用寿命^[2,3]。而增强模具的控温能力,不仅可以提高模具的服役时间,也可以提高零件精度以及生产效率^[4]。通常是通过内部冷却流道及利用水或者油等冷却介质,对模具进行散热控温^[5]。通过设计合理的冷却流道,可以提高模具的冷却效率,降低模具表面与内部的温度梯度,减小热应力,从而避免上述各种损伤的发生,延长模具的使用寿命^[6]。传统冷却流道的加工主要采用机加工减材制造,其本质类似于交叉钻孔的形式,在模具内部加工出直线类型的流道。但是这种加工方法面临着一个重大的问题,即冷却流道无法沿着模具表面等距离地进行加工,导致整个部件的冷却效率低且不均匀。这不仅降低了生产效率,还增加了模具发生损伤的风险^[7]。

近年来,随着增材制造技术的不断发展,高自由度成形的优点使其在热作模具行业得到广泛应用^[8-10]。其中最关键的优势在于,增材制造技术能够支持灵活设计模具内部的冷却流道,使流道随着模具形状均匀分布^[11],最终能够制造出光滑、弯曲、接近模具表面的冷却流道,从而实现更加均匀且有效的散热,提高零件的质量,延长模具的使用寿命^[12]。目前,金属增材制造技术主要分为定向能量沉积和粉末床熔融两大类,其中激光粉末床熔融(laser powder bed fusion, LPBF)是粉末床熔融技术的一个重要分支^[13]。LPBF 技术因其能够生产尺

寸更大、精度更高、结构更精细的零件,因此在热作模具制造领域大规模应用^[14-16]。LPBF 的成形原理不同于传统铸造、锻造等成形方法。由于材料与高能光束的相互作用,LPBF 技术具有高凝固速率、较大的凝固温度梯度和循环加热等特点^[1,4],最终导致材料表现出独特的微观结构,包括高密度位错、细小晶粒、胞状结构等,这也为 LPBF 制备的热作模具钢带来了出色的性能^[17,18]。

H13 钢作为一种典型的热作模具钢,对其经 LPBF 技术制备的模具的组织性能已有较多的研究^[19-21]。与传统锻造 H13 钢相比,采用 LPBF 技术制备的 H13 钢(LPBF-H13)具有明显的性能优势,其在热作模具中的服役表现也较为优异^[22,23]。因此,本文对 LPBF-H13 的成形性能、微观组织、力学性能以及在热作模具中的服役性能等方面进行了系统的总结,并介绍了具有随形冷却流道的 H13 钢热作模具在实际中的应用情况,最后进一步对 LPBF-H13 的发展进行了展望。

2 激光粉末床熔融制备 H13 钢的成形性能

H13 钢是一种商用中碳高强模具钢,其化学成分如表 1 所示^[21]。由于 LPBF 制造过程中冷却速率通常很高,因此在 LPBF-H13 的成形过程中会诱发马氏体相变,形成大量马氏体组织^[24]。对于含碳模具钢而言,淬火获得的没有碳化物析出相的马氏体基体是硬而脆的,导致在增材制造过程中模具钢容易因热应力而开裂^[21,25]。此外,据报道这些钢中的碳可以分离到熔体表面,降低润湿性^[26]。这将与增材制造过程中的热应力共同作用,使得成形零件开裂^[27]。因此,目前对 LPBF-H13 钢的研究主要集中于对打印工艺参数的优化,以制备出无裂纹、高致密的 H13 钢^[28-30]。

表 1 H13 钢化学成分^[21]

Table 1 Chemical composition of H13 steel (w/%)^[21]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Fe
0.32~0.45	0.8~1.2	0.2~0.5	4.75~5.50	1.10~1.75	0.8~1.2	Bal.

在 LPBF 技术中,影响成形质量的关键工艺参数主要包括激光功率、扫描间距、扫描速度和扫描层厚^[31]。对于不同类型的合金粉末,需要选取适当的激光功率以形成稳定的熔池,确保熔池内的所有粉末得以熔化^[32]。如果激光功率过低,则粉末部分熔化,在冷却过程中容

易产生不规则孔隙;反之,当激光功率过高时,合金可能会蒸发形成球形孔隙^[33]。在打印过程中,激光束在熔池中央的能量通常最高,而在熔池两侧的能量则相对较低^[34]。因此,Wang 等^[35]研究表明,为保证金属粉末完全熔化,需要合理设置扫描间距,以产生至少 30%的相

邻激光熔融轨道重叠区。若扫描间距选择不当, 相邻熔道之间可能无法很好地连接, 最终导致成形零件的孔隙率较高。

扫描速度是缩短打印时间的关键参数。该参数应在一定范围内选择, 以防止熔化过程中产生诸如匙孔或球化等缺陷。关于扫描速度对材料致密度的影响有不同的报道。Fonseca 等^[36]的研究表明, 在 $300 \sim 700 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 的扫描速度范围内, 增加扫描速度会导致 LPBF-H13 钢相对密度增加; 而 Lee 等^[37]的研究表明, 扫描速度在 $200 \sim 800 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 范围内逐渐增加会降低相对密度。这种情况可能是由于其他参数的影响, 如激光功率、扫描间距、预热温度等。低扫描速度和高激光功率的组合可能会导致匙孔效应, 在激光照射过程中, 材料可能会蒸发, 并在打印层中形成孔洞缺陷^[38]。在高扫描速度和低激光功率的情况下, 合金粉末可能来不及熔化, 形成了附着在零件表面的球形缺陷^[39]。

此外, 扫描层厚也对打印时间有着一定的影响, 层厚越高打印零件所需的时间也就越少。但层厚较高时, 激光功率不能使材料完全熔化, 从而在打印过程中产生未熔合的缺陷^[31]。因此, 应根据所需的尺寸精度、表面粗糙度和激光功率等合理选择扫描层厚。

在 LPBF 过程中, 上述 4 种参数相互作用, 共同影响激光传递到材料中的能量, 进而对 H13 钢的成形质量产生重要影响。因此一些研究采用了激光功率、扫描速度、扫描间距和层厚的组合, 也就是式(1)所示的体积能量密度(volumetric energy density, VED)用于确定打印工艺参数^[40]:

$$\text{VED} = \frac{P}{v \cdot h \cdot t} \quad (1)$$

式中: P 为激光功率, v 为激光扫描速度, h 为扫描间距, t 为扫描层厚。由于 VED 综合了多个参数, 可以通过调整其中的某一工艺参数对其进行改变。目前关于 LPBF-H13 钢的研究主要是通过改变激光功率和扫描速度, 探讨不同 VED 下 LPBF-H13 钢的相对密度^[27, 41]。如图 1 所示, 随着 VED 增大, 样品的相对密度也随之增加。而过了最佳能量密度的转折点后, 相对密度随 VED 的增大而减小^[23]。如果 VED 过低, 金属粉末颗粒之间则会发生熔合不足, 导致相邻的激光轨道之间没有完全熔化, 最终形成孔洞等缺陷。而当 VED 过高时, 金属粉末被过度蒸发, 由于汽化作用, 气体被困在熔池内, 通常形成气孔等缺陷^[42]。表 2 为目前所报道的获得较高相对密度 H13 钢的 LPBF 工艺参数。通过对这些参数的分析, 可以发现当 VED 控制在 $60 \sim 120 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 之间时, LPBF-H13 钢能够获得较高的相对密度。但需要说明的

是, VED 并没有涵盖所有的 LPBF 加工参数, 如激光束类型、光斑直径等。

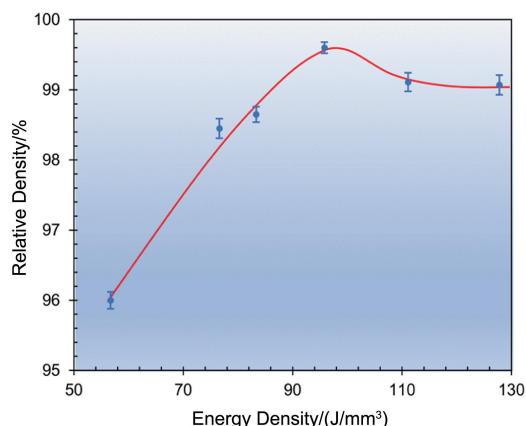


图 1 不同体积能量密度下 LPBF-H13 钢样品的相对密度^[23]

Fig. 1 Relative density of LPBF-H13 samples with different volumetric energy densities (VED)^[23]

虽然通过优化激光功率和扫描速度可以改善表面粗糙度和孔隙率, 但这却不足以避免 LPBF 成形过程中由高热应力所引起的打印裂纹^[29]。由于激光束的高温作用, 零件顶部会发生膨胀, 而下层较冷的区域则会约束这种膨胀。这使得零件的上层部分产生较大的压应力, 该应力可能超出材料的屈服强度, 引发上层的塑性变形。随着塑性变形层的冷却, 这些应力会转变为残余拉应力, 进而可能导致打印零件的开裂^[19, 42]。众多研究指出, 对基体进行预热处理可以有效降低 LPBF 成形过程中的温度梯度, 减小残余应力, 并有助于消除打印裂纹^[43, 51]。如图 2 所示, 在保持其他参数恒定的情况下, 当基体预热温度达到 $200 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上时, LPBF-H13 钢已经不再出现打印裂纹^[21]。

在预防打印裂纹方面, 除了预热基板外, 合金的化学成分同样具有关键的作用^[52]。化学成分会对合金钢的碳当量和凝固区间产生影响, 从而进一步影响合金的成形性能^[53]。碳当量考虑了冷却过程中碳以及其他合金元素对脆性相变的影响, 其能够预测热影响区的淬透性和冷裂敏感性, 在焊接过程中, 碳当量值越高, 裂纹产生的倾向越大^[53]。而凝固区间则是液相与固相之间的温度范围, 凝固区间越宽, 热裂风险就越高^[53]。

在 LPBF-H13 钢中, 添加微量 Cr_3C_2 可以缩小合金的凝固区间, 从而减轻热裂倾向, 在较低的基板预热温度下制备出无裂纹的 H13 钢样品^[54]。同时添加 Cr_3C_2 还会导致残余奥氏体的增加, 进而减少马氏体相的体积分数, 有效降低了由相变引起的应力^[54]。此外, Wang 等^[55]通过研究裂纹附近的组织, 发现 H13 钢打印裂纹的产生与

LPBF 成形过程中形成的低稳定性残余奥氏体有关。在 LPBF 成形过程中, 由于高残余应力的作用, 这些稳定性差的奥氏体转变为高碳脆性新马氏体, 其与残余应力的组合进一步加速了裂纹的扩展^[55]。对 H13 钢和 316L 不锈钢混合粉末进行增材制造, 实现原位合金化, 可以引入稳定性较好的残余奥氏体, 从而有效抑制应力诱导的马氏体相变, 协调塑性变形, 阻碍 LPBF 成形过程中的裂纹扩展, 并提升 H13 钢的强度和塑性^[55]。

表 2 获得较高相对密度 H13 钢的 LPBF 工艺参数
Table 2 Process parameters to obtain LPBF-H13 with higher relative density

Equipment models	Laser power/W	Scanning speed/ (mm·s ⁻¹)	Hatch distance/ μm	Layer thickness/ μm	VED/ (J·mm ⁻³)	Relative density/%	Ref.
ML6-1	250	350	120	50	119	99.83	[29]
OmniSint-160	172	700	80	30	102.4	98.30	[36]
ORLAS CREATOR	152	100	40	50	760	~99	[42]
SLM Solutions 125HL	160.4	534.7	100	30	99.99	99.94	[43]
SLM Solutions 125HL	300	1000	100	30	100	99.94	[43]
EOS M280	280	980	120	40	59.51	98.60	[43]
KU Lueven	170	400	105	30	134.92	>99	[44]
EOS M280	200	1000	90	20	111.11	99.13	[45]
SLM Solutions 125HL	175	720	120	30	67.52	99.94	[46]
EOS M290	280	700	120	40	83	99.20	[47]
Realizer II	100	300	100	30	111	99.50	[48]
SLM Solutions 250HL	175	607	120	30	80	99.88	[49]
SLM Solutions 280HL	375	790	120	50	79.1	99.90	[50]

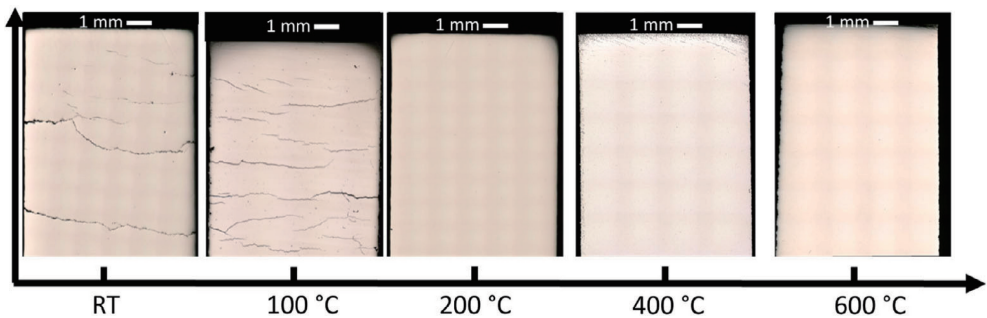


图 2 不同预热温度下 LPBF-H13 钢的光学照片(垂直 BD)^[21]
Fig. 2 Optical images (BD vertical) of LPBF-H13 steel processed at different preheating temperatures^[21]

3 激光粉末床熔融制备 H13 钢的微观组织

3.1 沉积态微观组织

图 3 为典型 LPBF-H13 钢的微观组织, 在平行于打印方向的截面组织照片中(图 3a), 可以看到熔池逐层累积形成的鱼鳞状结构^[36]。而在图 3b 的垂直打印方向的截面组织照片中, 观察到连续的激光熔融轨迹, 并且相邻激光轨道之间存在一定的夹角, 这与打印扫描策略有关, 不同的扫描策略导致夹角不同^[19, 36, 46]。在平行打印方向的高倍截面组织照片中(图 3c), 可以看到典型的胞

状和柱状组织, 柱状组织沿着熔池方向外延生长, 对应于最大的温度梯度方向^[17, 36]。在图 3d 的垂直打印方向的高倍截面组织照片中, 主要观察到胞状组织, 并且 LPBF-H13 钢的胞状组织尺寸较小, 一般为 1~2 μm 左右^[22, 46]。图 4 为 LPBF-H13 钢的胞状组织及相应 EDS 元素面扫描, 可以看到在胞状组织边界处有 Cr, Mo, V 元素的富集, 并且在胞状组织的边界有细小的纳米级碳化物^[56]。关于碳化物的形成, 有学者认为这可能是由于 LPBF 凝固过程中合金元素向液相偏析, 最后凝固的熔体中元素局部偏析最严重, 形成了碳化物^[56]。另一方面也

有学者认为, 这可能是由于 LPBF 成形过程中进行了原位回火所导致, 即新熔化层附近的先凝固区域因温度升高而发生类似回火热处理, 导致碳化物的析出^[22, 41]。此外, LPBF 技术相较于传统制造工艺具有极快的加热和冷却速度, 导致熔池出现较大的热过冷, 从而提高合金的形核率, 显著细化微观组织^[19]。与传统锻造的 H13 钢相比, 采用 LPBF 工艺制造的 H13 钢晶粒尺寸更小, 一般约在 5 μm 以下^[57, 58]。

LPBF-H13 钢沉积态的相组成主要包括马氏体和残余奥氏体两相^[56]。如图 5a~5c 所示, 由于 LPBF-H13 钢中合金元素在胞状和柱状组织的边界微偏析, 使得奥氏体稳定性提升, 因此一般在胞壁存在残余奥氏体^[59]。在高倍 TEM 照片中(图 5d), 可以看到板条马氏体以及薄膜奥氏体组织, 并且有研究证明这些奥氏体与马氏体满足 K-S 的取向关系, 即 $\{111\}\gamma//\{110\}\alpha$, $\langle 110\rangle\gamma//\langle 111\rangle\alpha$ ^[41]。Tan 等^[59]还研究发现, 这些板条马氏体具有高密度的位错以及晶格畸变这种典型亚结构特征。此外, 板条马氏体较为细小, 一般为纳米尺度, 这与传统生产的钢的板条宽度为微米级不同, 细小的板条马氏体有助于提高 LPBF-H13 钢的强度和硬度^[13]。

利用 XRD 及 EBSD 等技术对相体积分数进行统计, 发现 LPBF-H13 钢沉积态存在大量的残余奥氏体(20%左右, 体积分数)^[22, 60]。对于沉积态 H13 钢中大量残余奥氏体的形成原因, 一般有两种解释: 一是类似于临界回火的淬火和配分效应, 其中碳原子扩散有助于稳定奥氏体; 二是凝固过程的元素偏析, 这也对稳定奥氏体起到了作用^[61]。

一方面, 在 LPBF 成形过程中, H13 钢粉末首先被激光熔化, 较高的凝固和冷却速率导致 δ 铁素体的形成被抑制, 材料在奥氏体相区凝固^[56]。之后, 由于 LPBF 的高冷却速率, 凝固的奥氏体被淬火到低于马氏体开始转变温度(M_s), 从而形成马氏体组织。然而, 当上层粉末被熔化时, 先凝固的马氏体组织可能被加热重新转变为奥氏体。在随后的冷却过程中, 奥氏体将再次被淬火至 M_s 温度以下, 但由于熔融区域的持续热流影响, 温度未达到马氏体转变终了温度(M_f), 因此奥氏体未完全转变为马氏体。然后, 过饱和马氏体中的 C 元素向奥氏体中扩散, 稳定奥氏体组织, 类似于淬火和配分的过程^[56, 62]。

另一方面, H13 钢在 LPBF 快速凝固过程中合金元素产生局部偏析, 这种偏析使一些区域奥氏体的 M_s 点降低到室温以下, 抑制了随后的马氏体转变。并且局部的碳浓度可能高到足以在室温下稳定一些奥氏体, 最后在沉积态样品中保留大量的奥氏体组织^[53, 61]。图 6 所示为 H13 钢在 LPBF 快速凝固过程中的微观组织演变, 侧面显示了指定截面上的元素浓度变化。当凝固开始发生时, δ 铁素体在液相中开始形核。随后由于合金元素在剩余的液相中富集, 加剧了元素在液相和固相之间的偏析, 使得液相直接转变为 γ 奥氏体。根据不同的冷却速率, δ 铁素体相可能在快速冷却的条件下直接转变为 α 马氏体, 或者在最终转变为 α 马氏体之前先转变为 γ 奥氏体。而从液相中直接生成的奥氏体由于合金元素的富集, 使得其 M_s 点低于室温, 最终得以保留^[21]。

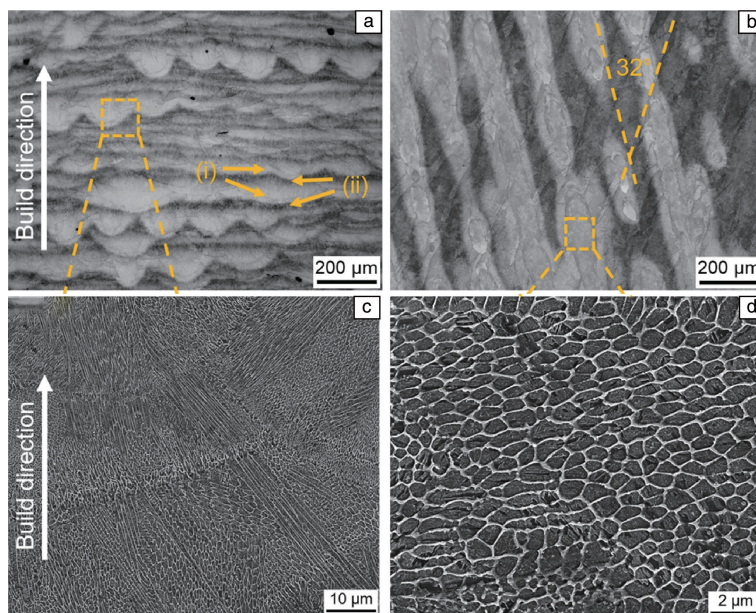


图 3 LPBF-H13 钢沉积态微观组织照片^[36]: (a, c) 平行打印方向及局部放大照片, (b, d) 垂直打印方向及局部放大照片
Fig. 3 Microstructure of as-built LPBF-H13^[36]: building direction (a) and the enlarged image (c), vertical building direction (b) and the enlarged image (d)

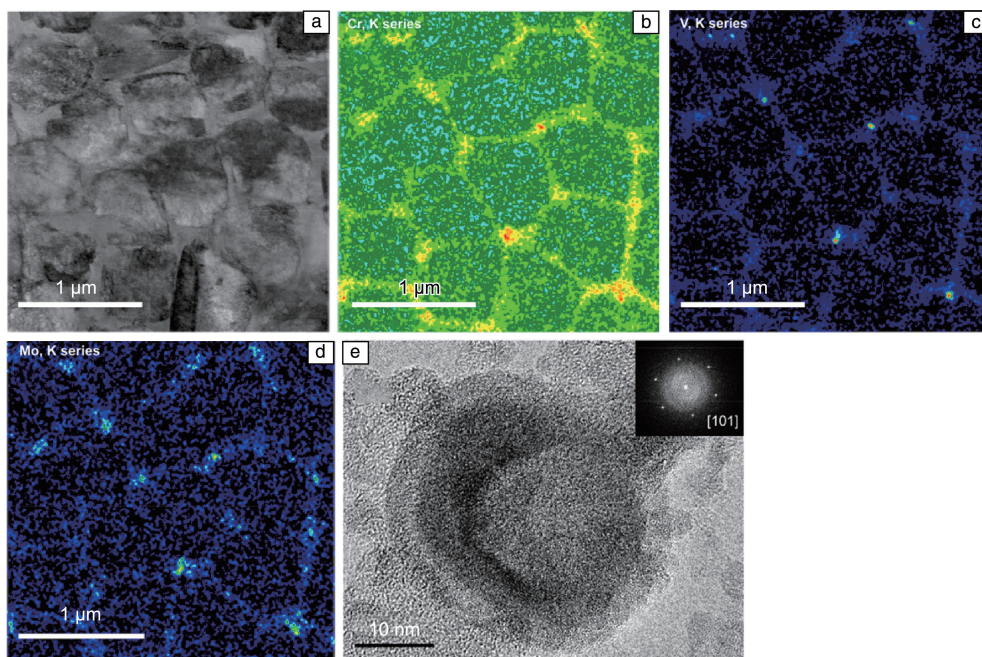


图 4 LPBF-H13 钢胞状组织及相应能谱^[56]: (a) 高角环形暗场 STEM 照片, (b~d) Cr, V, Mo 元素 EDS 面扫描; (e) 碳化物的高分辨率 TEM 照片和相应的傅里叶变换花样

Fig. 4 Cellular structure and corresponding EDS mappings of LPBF-H13 steel^[56]: (a) STEM-HAADF image, (b~d) Cr, V and Mo EDS mappings; (e) HRTEM image of carbides and corresponding FFT pattern

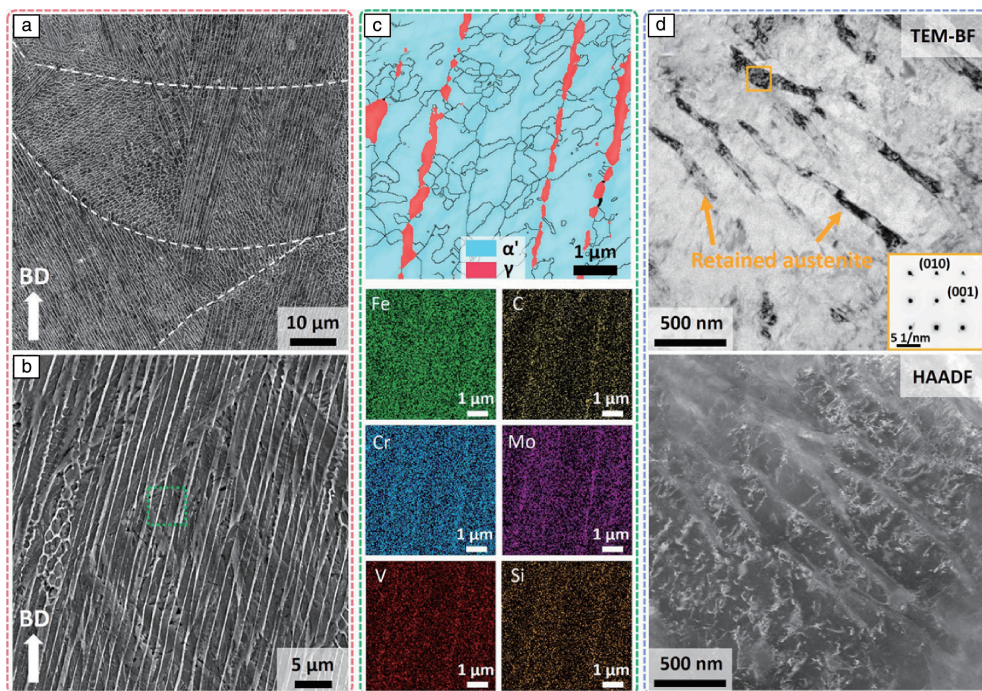
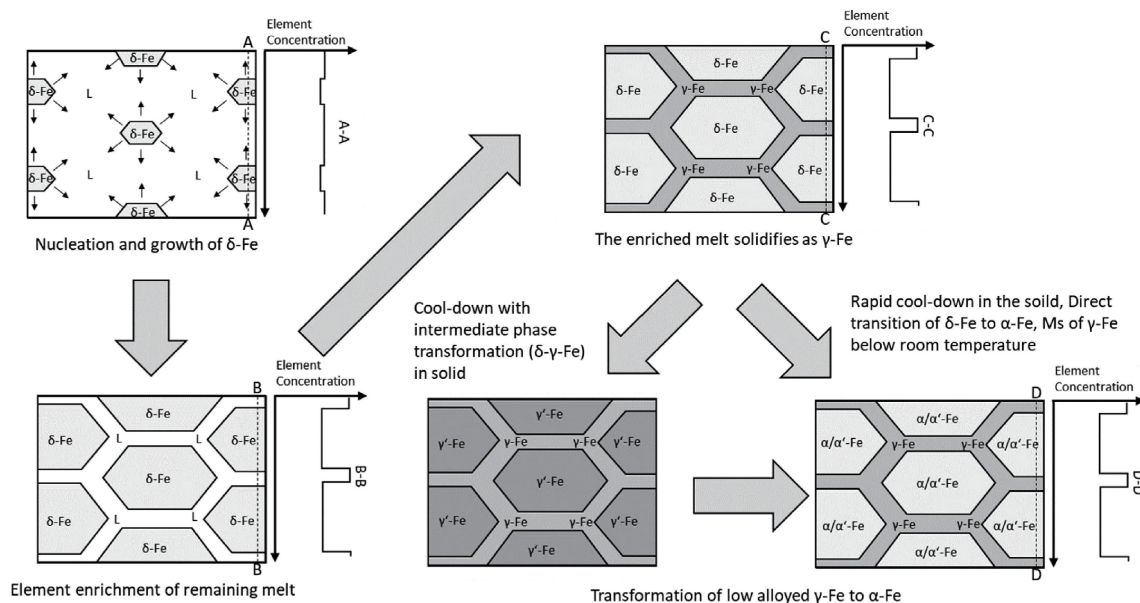


图 5 LPBF-H13 钢微观组织和相组成: (a, b) LPBF-H13 钢的低倍和高倍 SEM 照片; (c) 图 5b 中标记区域的 EBSD 相分布和相应元素 EDS 面扫描; (d) LPBF-H13 钢 TEM 明场及 HAADF 照片^[59]

Fig. 5 Microstructure and phase composition of LPBF-H13 steel; (a, b) SEM images with low and high magnification, (c) EBSD phase map and the corresponding EDS mappings of the area marked in Fig. 5b, (d) bright-field (upper) and high angle annular dark field (HAADF) TEM micrographs^[59]

图 6 LPBF-H13 钢凝固过程中微观组织演变示意图^[21]Fig. 6 Schematic diagram of microstructure evolution of the LPBF-H13 steel during solidification^[21]

在 LPBF 成形过程中, 高冷却速率导致凝固过程中产生较大的过冷度, 最终阻碍或延迟相变^[63]。Yan 等^[22]利用 Scheil-Gulliver 模型和 Thermocalc-2019a 软件计算了 LPBF-H13 钢的凝固曲线(图 7)。凝固初期, 70%的熔体在较窄的温度范围内(约 1480~1420 °C)凝固为 δ 铁素体相; 随着进一步的冷却, 25%的熔体在较宽的温度范围内(约 1420~1160 °C)凝固为 γ 奥氏体相, 剩余的熔体最终形成碳化物和渗碳体, 模型计算得到的奥氏体相体积分数与实验得到的数据接近^[21, 22]。这进一步表明, LPBF-H13 钢的组织结构主要由 δ 铁素体的凝固以及伴随的合金元素偏析所引起的 γ 奥氏体凝固共同决定^[49]。此外, 从凝固温度降温至奥氏体-铁素体转变温度(A_{r3} 温度)

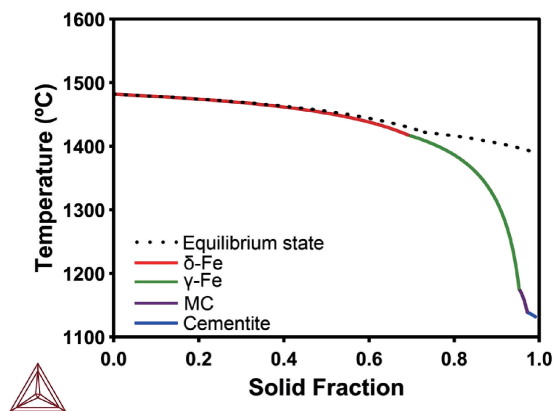
的过程中, 冷却速度过快, 抑制了 δ 铁素体向 γ 奥氏体相的转变, 反而促使 δ 铁素体直接转变为 α 马氏体相^[22]。

综上所述, 影响沉积态 LPBF-H13 钢微观组织最关键的因素就是成形过程中的工艺参数, 不同的工艺参数将会导致不同的微观组织。在这些参数中, 激光扫描速度是最可控的工艺参数, 因为它的控制范围很广, 并且与样品的微观组织和力学性能直接相关^[37]。Lee 等^[37]在不改变激光功率、扫描层厚等参数的情况下, 研究发现不同扫描速度成形的 LPBF-H13 钢都具有典型的柱状组织, 但随着扫描速度的增大, 冷却速率增大, 柱状组织逐渐细小, 并且熔池深度也随激光扫描速度的增加而减小^[64]。

除扫描速度外, 影响成形质量与微观组织的另一主要工艺参数就是激光功率^[65]。激光功率主要影响 VED, 随着 VED 的增加, 马氏体块的平均宽度、板条马氏体的平均尺寸、残余奥氏体含量和高角度晶界的比例都基本保持不变, 但位错密度会有所增加^[41]。并且在较高的激光功率下, H13 钢打印过程中的回火效应更强, 有利于纳米碳化物的析出^[66]。如 Huang 等^[41]报道在 1200 W 的高激光功率下, 相较于正常低激光功率成形样品(<500 W)约 0.7%~1.4%的析出相面积分数, 高激光功率成形样品析出相的面积分数迅速增加(约 12%)。

3.2 热处理态微观组织

由上节内容可知, 沉积态 LPBF-H13 钢中含有大量的残余奥氏体, 这对于模具的服役是不利的。因为奥氏体向马氏体的转变会造成体积膨胀, 可能会导致零件变

图 7 采用 Scheil-Gulliver 模型计算的 LPBF-H13 钢凝固曲线^[22]Fig. 7 Solidification sequence of the LPBF-H13 steel calculated with Scheil-Gulliver simulation^[22]

形或开裂^[67]。此外,模具钢在高温下之所以能保持高强度、高硬度和高耐磨性,是由于回火过程中碳化物的析出。然而,如果使用碳来稳定沉积态 H13 钢中大量的奥氏体,则可形成碳化物的碳含量就会减少,进而导致零件的强度和硬度受到损害^[36]。因此,LPBF 技术制备的 H13 钢一般需要进行适当的热处理,以获得所需的组织与性能。

LPBF-H13 钢的热处理方式主要包括两种,一种是直接对沉积态进行回火处理(direct tempering, DT);另一种是在奥氏体化之后,进行淬火和回火处理(austenitization, quenching and tempering, QT)^[19]。此外,部分学者还探讨了对 LPBF-H13 钢进行两次回火处理(double tempering, TT)以及在去应力退火后进行淬火和回火处理(stress relief, austenitization, quenching and tempering, SRQT)的微观组织演变及力学性能^[68, 69]。

总的来说,LPBF-H13 钢在经过热处理后,其微观组织主要表现为典型的回火板条马氏体,并伴有碳化物析出相^[70]。然而,不同热处理工艺处理后的 LPBF-H13 钢在微观组织上仍存在一定的差异。DT 处理后的样品中,胞状组织仍然存在,但与沉积态相比,胞状组织边界不那么明显^[46]。在快速凝固过程中,合金元素在胞状组织边界发生偏析,这促使在回火过程中这些区域容易形成碳化物析出相。因此在回火后的微观组织中可以观察到连续的碳化物网络,这些连续的网络类似于先前的胞状组织边界^[67]。除了胞状组织边界上的碳化物外,马氏体基体内也会有碳化物的析出,并且更为细小且分布均匀^[67]。沉积态试样在经过进一步的二次回火后,原先存在的胞状组织大幅分解,但仍然有大量的区域呈现出连续的碳化物网络的特征^[67]。在 QT 热处理过程中,高温奥氏体化促进了原子扩散,导致凝固胞状组织的分解消失,使得组织更加均匀,并形成了新的等轴奥氏体晶粒^[46]。后续淬火时奥氏体向马氏体转变,且淬火后的奥氏体体积分数一般低于 2%^[71]。因此,在 QT 样品中仅观察到回火板条马氏体,板条马氏体非常细小,且沿板条结构还观察到极细小的碳化物析出相^[1]。而在 SRQT 热处理后,通过去应力退火消除了沉积态 LPBF-H13 钢的高残余应力,其微观组织与 QT 试样基本相同^[69]。

Fonseca 等^[69]统计了 LPBF-H13 钢沉积态与不同热处理态的晶粒尺寸,发现这几种状态下的晶粒尺寸相差不大。但还是能看出沉积态的晶粒尺寸略微细小,而热处理后的晶粒有一定程度的粗化。相较于 DT,QT 处理后的晶粒尺寸更大。

前文中提到,沉积态 LPBF-H13 钢含有较高体积分数的残余奥氏体,但经过热处理后,残余奥氏体基本消

失^[22]。在 QT 热处理中,试样进行奥氏体化后,在淬火时温度降低至 M_s 点以下,奥氏体转变为马氏体相^[72]。而沉积态 H13 钢经 DT 热处理后,残余奥氏体也会消失^[67]。Yan 等^[22]对沉积态和 DT 处理后试样的相组成进行 XRD 表征,如图 8 所示,沉积态 H13 钢由 bcc 结构的马氏体(α -Fe)和 fcc 结构的残余奥氏体相(γ -Fe)组成。而经 600 和 700 °C 的 DT 处理后, γ -Fe 奥氏体衍射峰消失,只剩下马氏体相,表明 γ -Fe 在回火过程中向马氏体或铁素体发生了转变。

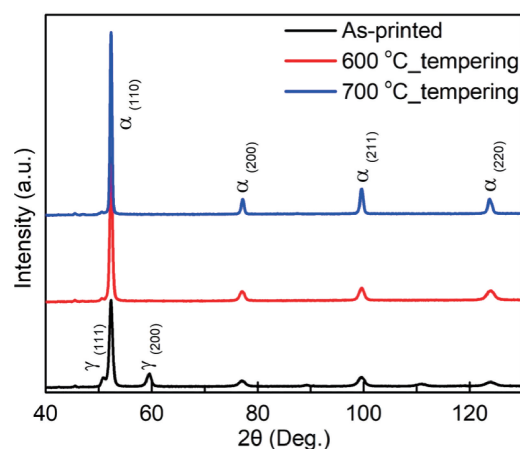


图 8 LPBF-H13 钢沉积态与不同温度直接回火后的 XRD 图谱^[22]

Fig. 8 XRD patterns for the LPBF-H13 steel in as-printed and after direct tempering (DT) with different conditions^[22]

针对沉积态 LPBF-H13 钢在不同温度下 DT 处理时残余奥氏体的演变, Fonseca 等^[73]利用高温原位同步辐射 X 射线衍射技术研究发现,在 550~600 °C 回火时,残余奥氏体的体积分数基本保持稳定。但在回火过程中,碳化物的形成导致奥氏体中的碳含量减少,提高了局部的 M_s 温度,因此在冷却时奥氏体向马氏体发生转变。而当回火温度提升至 650 °C 并进行保温时,奥氏体则发生分解,转变为了铁素体和碳化物。

除了热处理方法外,回火温度的不同也会对材料的微观组织产生显著的影响。图 9a~9e 为沉积态 LPBF-H13 钢在不同温度下 DT 处理 1 h 后的微观组织^[69]。在较低温度回火时,胞状组织基本保持稳定,未发生明显的变化。然而,随着回火温度的升高,沉积态的胞状组织逐渐分解,最终完全消失,并且在原胞状组织边界处形成析出相(白色颗粒)。图 9f~9j 为沉积态 LPBF-H13 钢在 1030 °C 保温 30 min 奥氏体化后进行淬火,然后在不同温度回火 1 h 后的微观组织。而图 9k~9o 则是沉积态 LPBF-H13 钢在 700 °C 进行去应力退火 1 h 后,然后再进行淬火和回火后的微观组织。在 QT 和 SRQT 热处理的 H13 钢中,观察到典型的回火板条马氏体组织,其中

SRQT 微观结构比 QT 处理的微观结构略细小。随着回火温度的升高, 碳化物析出相逐渐增多, 并呈现出团聚的趋势。此外, 由于奥氏体化的影响, QT 和 SRQT 的马氏体组织比 DT 试样的马氏体组织更粗大, 更接近 H13 锻

钢在淬火条件下的马氏体组织。在后续的回火过程中, 过饱和马氏体逐渐转变为回火马氏体, 伴随着碳化物的析出、位错的回复以及板条结构的粗化。

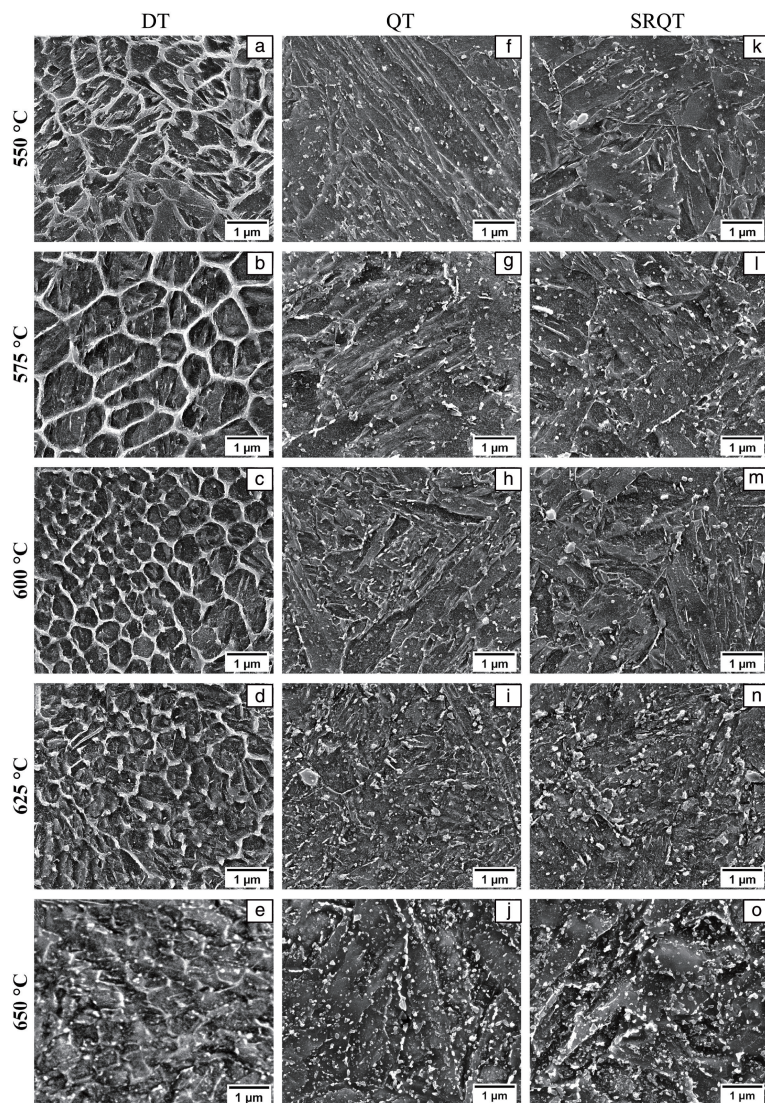


图 9 LPBF-H13 钢不同工艺热处理后的微观组织^[69]: (a~e) 550~650 °C 直接回火, (f~j) 淬火+550~650 °C 回火, (k~o) 去应力退火+淬火+550~650 °C 回火

Fig. 9 Microstructure of LPBF-H13 steel under treatment of various temperatures^[69]: (a~e) direct tempering (DT) at 550~650 °C, (f~j) quenching and tempering (QT) at 550~650 °C, (k~o) stress relief, austenitization, quenching and tempering (SRQT) at 550~650 °C

关于 LPBF-H13 钢的碳化物类型也已有较多的研究, 最常见的碳化物是富 V 的 M_8C_7 、富 Cr 的 M_7C_3 和 $M_{23}C_6$ 以及富 Mo 的 M_6C 和 M_2C ^[39, 74]。图 10 为沉积态 H13 钢在 600 °C 回火 2 h 后的 TEM 照片, 除宽度约 250 nm 的回火板条马氏体外, 观察到 3 种碳化物析出相: M_7C_3 、 $M_{23}C_6$ 和 V_8C_7 碳化物, 这与在沉积态 H13 钢中观察到富含 Mo 元素的 M_2C 型碳化物不同。并且随着回火温度的升高, $M_{23}C_6$ 碳化物的数量增加, V_8C_7 碳化物的数量减

少^[22]。但也有学者发现除了上述几种类型外, 还有富 Mo 的 MC 型碳化物^[69]。

4 激光粉末床熔融制备 H13 钢的力学性能

4.1 沉积态力学性能

硬度和拉伸试验是评价 LPBF-H13 钢力学性能的经典方法, 不同的打印和热处理工艺对 LPBF-H13 钢力学性能的影响极大^[19]。表 3 为沉积态及不同热处理态 H13

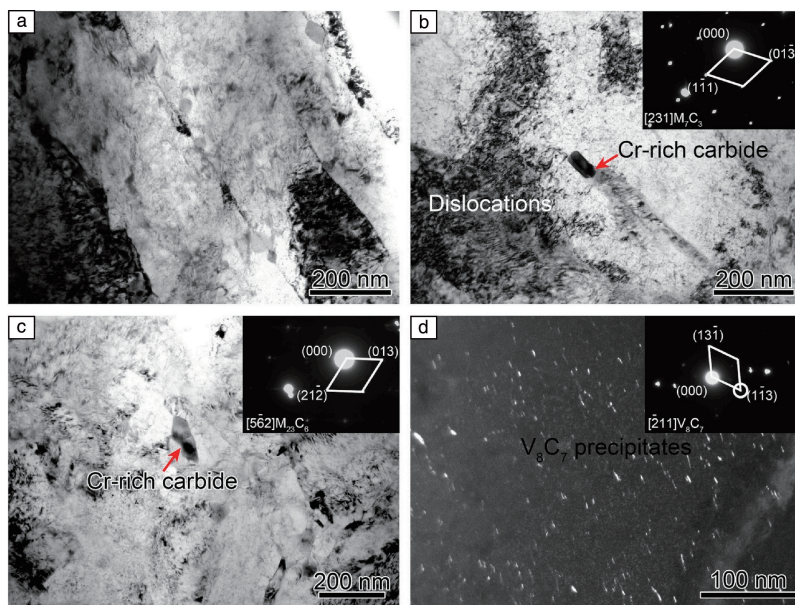


图 10 LPBF-H13 钢在 600 °C 回火后的 TEM 照片^[22]: (a) TEM 明场像, (b) M_7C_3 碳化物和相应的 SAED 花样, (c) $M_{23}C_6$ 碳化物和相应的 SAED 花样, (d) V_8C_7 碳化物和相应的 SAED 花样

Fig. 10 TEM analysis of LPBF-H13 steel after tempering at 600 °C^[22]: (a) bright-field micrograph of lath-type martensite with dislocations and carbides, (b) M_7C_3 carbide and corresponding SAED pattern, (c) $M_{23}C_6$ carbide and corresponding SAED pattern, and (d) V_8C_7 carbide and corresponding SAED pattern

钢的力学性能。可以看出,不同研究中沉积态 H13 钢的力学性能报道存在一定差异,其屈服强度通常在 800~1400 MPa 范围内,抗拉强度则在 1300~1800 MPa 之间。但更重要的是,研究发现沉积态 H13 钢的断裂延伸率(2%~6%)通常低于常规锻造成形的 H13 钢(10%)^[46, 74]。如 Xue^[75]报道,LPBF 成形 H13 钢的强度与经热处理后的锻造成形 H13 钢相当,而断裂延伸率(6%)要低于锻造成形 H13 钢(11.8%)^[76]。

LPBF-H13 钢的力学性能高度依赖于打印工艺参数,不同的工艺参数导致沉积态 H13 钢中奥氏体含量、残余应力、打印缺陷等都会有所不同,这些差异将进一步影响合金的力学性能^[19]。LPBF 的工艺参数主要影响 VED,随着 VED 的变化,相应 LPBF-H13 钢的强度和硬度也会发生变化。Huang 等^[41]研究发现,当 VED 从 47.6 增加到 100 J/mm³ 时,LPBF-H13 钢的维氏硬度从 585 增加到 615,屈服强度从(1223±30)增加到(1540±25) MPa,抗拉强度从(1620±25)增加到(1920±30) MPa。相比之下,断裂延伸率则从 4.7% 下降到 3.1%。

VED 与 LPBF-H13 钢的强度和硬度呈正相关关系的原因主要有以下两点:首先 VED 的增加会导致打印成形过程中的回火效应更强,从而增加纳米级析出物的数量,这些纳米级析出物可以作为位错运动的阻碍,促进析出强化效果^[77];其次,样品中位错密度随 VED 的增大而增大。因此,在较高的 VED 下,位错强化的作用更强^[41]。

鉴于工艺参数对 LPBF-H13 钢力学性能的重要影响,研究人员采用优化工艺参数、预热基板等方法来改善 LPBF-H13 钢的力学性能^[23, 44]。如通过优化扫描策略可将屈服强度和抗拉强度分别提高至(1342±67) MPa 和(1704±30) MPa,与常规锻造成形 H13 钢相当,但延伸率仅为(1.55±0.05)%^[37]。Huang 等^[41]利用高功率激光(1000 W)制备了 LPBF-H13 钢,与低功率激光(500 W)制备的 H13 钢相比,样品获得了优异的屈服强度((1540±25) MPa)、抗拉强度((1920±30) MPa)和断裂延伸率((3.1±0.6)%),同时打印速度约为传统低功率激光 LPBF 成形的 8~40 倍。可以看出,在高激光功率下成形的 LPBF-H13 钢的屈服强度明显超过大多数传统的低功率成形 LPBF-H13 样品。这是由于较高的激光功率使得 VED 较高,因此纳米析出相的体积分数增加,从而提高强度^[41]。然而,这些沉积态 LPBF-H13 钢的延伸率都要低于锻造成形的 H13 钢^[76]。

在沉积态 LPBF-H13 钢拉伸断口的形貌中,发现了河流花样和解理台阶的特征,表明其断裂机制为准解理断裂,显示出明显的脆断特征^[19]。导致 LPBF-H13 钢脆断的一个原因是,在 LPBF 成形过程中产生的孔隙等缺陷易成为裂纹的萌生点,进而在拉伸过程中由于裂纹的扩展导致脆性断裂^[19]。另一方面,板条马氏体与残余奥氏体之间的界面缺陷也是裂纹产生的原因之一,裂纹易沿着残余奥氏体的边界或马氏体的边界扩展^[78, 79]。

表 3 LPBF 成形的 H13 钢的力学性能
Table 3 Mechanical properties of the LPBF-H13 steel

Condition	Hardness (HV)	Yield strength/MPa	Ultimate strength/MPa	Elongation to failure/%	Ref.
H13-AB	565±7.4(HV0.1)	818±12	1430±12	2.42±0.21	[22]
H13-AB	—	1236±178	1712±103	4.1±1.2	[49]
H13-AB	573±4	1342±67	1704±30	1.55±0.05	[37]
H13-AB	—	1223±30	1620±25	4.7±0.7	[41]
H13-AB	538±4.0	—	1882	11.5	[70]
H13-QT(1040 °C/30 min+ 560 °C/2 h)	548±5.8	—	1697	7.9	[70]
H13-QTT(1040 °C/30 min+ 560 °C/2 h ×2)	533±6.7	—	1807	14.05	[70]
H13-DT(600 °C/2 h)	629±10.1(HV0.1)	1483±48	1938±62	5.8±0.61	[22]
H13-DT(650 °C/2 h)	470(HV0.2)	1315	1491	14.6	[24]
H13-DT(700 °C/2 h)	371±10.6(HV0.1)	877±18	1076±21	10.95±1.68	[22]

Notes: AB: as-built; QT: quenching and tempering; QTT: quenching and two tempering; DT: direct tempering

此外, LPBF-H13 钢还具有一定的力学性能各向异性。Wang 等^[80]报道了沉积态 LPBF-H13 钢在不同方向上力学性能的差异: 平行打印方向的屈服强度达到 1564 MPa, 而垂直打印方向的屈服强度则降至 1288 MPa。尽管这一屈服强度与锻造 H13 钢相当, 但其断裂延伸率(5%~6%)仍显不足。Holzweissig 等^[61]也报道了 LPBF-H13 钢在平行于打印方向上的抗拉强度约为 1600 MPa, 断裂延伸率约为 2%; 但在垂直于打印方向上的抗拉强度约为 1200 MPa, 断裂延伸率约为 1.4%。Yan 等^[81]也同样发现了类似的现象, 并且发现即使对加工参数进行优化, 这种脆性和各向异性也是不可避免的。这一现象是由于在 LPBF 成形过程中, 晶粒的外延生长导致各向异性行为, 平行打印方向的高织构微观组织导致纵向抗拉强度高于横向抗拉强度, 最终影响 LPBF-H13 钢的力学性能^[19]。

Tan 等^[59]通过研究拉伸变形前后的微观组织, 揭示了 LPBF-H13 钢的脆性和力学性能各向异性的原因。主要是塑性变形中, 富碳的薄膜状残余奥氏体由于应力的作用转变为高碳孪晶马氏体。这种组织机械稳定性较低, 易开裂。此外, 由于 LPBF 成形中的晶粒外延生长的性质, 这些薄膜奥氏体大部分与打印方向(即纵向)平行。当载荷垂直于这些薄膜奥氏体, 即横向加载时, 会显著降低沉积态 LPBF-H13 钢的塑性。

针对强度各向异性的问题, Tan 等^[82]利用 TiN 纳米颗粒来促进 LPBF-H13 钢成形过程中原 γ 奥氏体晶粒的非均质形核, 成功地将柱状晶转变为细小的等轴晶, 消除了性能的各向异性, 使其在纵向和横向上均表现出接近各向同性的平均强度。

4.2 热处理态力学性能

鉴于沉积态 LPBF-H13 钢力学性能存在各向异性以及塑性较差等问题, 后续热处理成为改善其力学性能的主要途径。热处理不仅能消除部件内部的残余应力, 还能调整微观组织, 从而提升力学性能。研究表明, LPBF-H13 钢在 500~600 °C 回火时可以实现显著的二次硬化^[67, 70]。Bae 等^[83]发现在采用 LPBF 技术制造的 H13 钢中, 由于细小的微观组织和 M_7C_3 碳化物析出相, 沉积态洛氏硬度可达到 47.5。在 500 °C 回火 2, 3 和 5 h 后试样的洛氏硬度分别为 46, 46.4 和 42.4, 而在 550 °C 回火 2 和 3 h 后的洛氏硬度为 47 和 41.2^[84]。由于回火过程中的二次硬化, LPBF-H13 钢在 550 °C 回火 2 h 硬度达到与沉积态接近的水平^[83]。而在 500 °C 回火 5 h 和 550 °C 回火 3 h 被认为是过回火, 这是因为在高温回火条件下, 原先细小弥散的 M_7C_3 碳化物会偏聚粗化, 并且出现大尺寸的 $M_{23}C_6$ 型碳化物^[85, 86]。

Krell 等^[48]也研究了热处理对硬度的影响, 对比了 DT 和 QT 两种不同热处理方法之间的区别。他们发现相较于 DT, QT 会导致在固溶过程中, 微观组织粗化, 从而降低材料力学性能, 因此 DT 处理后的硬度通常高于 QT 处理。同时, DT 处理后试样的二次硬化峰值温度提高至 600 °C。Yan 等^[22]对沉积态 LPBF-H13 钢在 600 和 700 °C 回火热处理后硬度的研究也证实了这一点, 在 600 °C 回火后, 合金微观组织主要包括宽度约为 250 nm 的板条马氏体组织和细小弥散的碳化物, 此时合金的硬度得到大幅提高, 并且高于沉积态; 而在 700 °C 回火后, 晶粒尺寸增大, 较为粗大的 $M_{23}C_6$ 型碳化物数量增加,

导致硬度下降, 表现出了过回火的特征。

LPBF-H13 钢的优异力学性能主要通过位错强化和析出相奥罗万 (Orowan) 强化实现, 同时细晶强化也发挥了重要作用^[41]。沉积态 LPBF-H13 钢在回火热处理后可以通过形成碳化物析出相进行强化, 在低温下回火时, 由于析出相的二次硬化能力不够, 可能会导致 H13 钢的硬度明显低于沉积态试样。而在 500~600 °C 回火时, 硬度可以达到沉积态的水平甚至更高, 这表明 LPBF-H13 钢需要足够高的温度进行二次硬化。但在更高的回火温度, 或回火较长的时间时, 马氏体的过回火会导致位错回复, 同时碳化物粗化, 这些因素都将导致力学性能恶化^[83]。如 LPBF-H13 钢在 600 °C 回火时, 基体由不稳定状态 (即过饱和马氏体) 转变为平衡状态 (即回火马氏体), 并伴随有碳化物的析出和位错的部分回复, 此时样品具有较高的屈服强度 ((1483 ± 48) MPa) 和抗拉强度 ((1938 ± 62) MPa), 这表明在回火时析出的碳化物对回火试样的力学性能有很大贡献。而在 700 °C 回火时, 碳化物粗化, 导致强度下降, 其抗拉强度仅为 (1076 ± 21) MPa^[22]。

5 激光粉末床熔融制备的 H13 钢在热作模具中的服役性能

热作模具使用时, 面临的服役环境极为恶劣, 不仅会受到浇注的液态金属的高温作用和开模喷淋冷却的作用, 还需要承受冲击载荷和热应力的影响^[87]。鉴于模具钢长期处于高温环境之中, 其性能的稳定性变得尤为关键。另外, 热作模具还需承受迅速且剧烈的温度变化, 这常常导致模具出现热疲劳龟裂纹^[2]。因此, 在实际应用中, 模具的抗回火软化性能和抗热疲劳性能显得至关重要, 它们是衡量热作模具钢性能的核心指标, 直接影响到模具的使用寿命。

5.1 抗回火软化

硬度作为衡量材料性能的关键参数之一, 其变化能够直观地反映出材料在回火过程中的力学性能变化。因此, 研究人员通常会以长时间高温回火后的硬度作为衡量模具材料抗回火软化能力的指标。

Wang 等^[88]研究了沉积态 LPBF-H13 钢分别在 500, 525, 550 和 600 °C 回火 4, 8, 12, 24, 48 和 96 h 的硬度变化, 如图 11 所示, 在 550 °C 以下温度回火时, LPBF-H13 钢表现出良好的抗软化能力, 硬度下降不明显。而且在回火初期还会表现出明显的二次硬化现象, 其硬度峰值温度在 525 °C 附近。这种二次硬化现象一方面是因为在回火过程中形成了碳化物析出相, 从而增强了材料的强化效果; 另一方面是由于富含 Si, Mo 和 V 的胞状结构溶解到基体中, 提高了固溶强化作用, 从而使得材料硬度上

升^[88]。但是, LPBF-H13 钢在 600 °C 回火时硬度下降明显, 回火 4 h 后硬度下降约 25HV5, 回火 96 h 后硬度下降约 260HV5。然而即便如此, 在 600 °C 回火 96 h 后, 其硬度仍比锻造 H13 钢的硬度高约 50HV5。综上, 沉积态 LPBF-H13 钢在 550 °C 以下温度回火时, 由于富含合金元素的胞状结构缓慢溶解到基体中, 提高了抗软化性能。当回火温度达到 600 °C 时, 胞状结构的快速溶解、位错的回复、不稳定的过饱和硬马氏体向平衡软态组织 (铁素体+球状碳化物) 的转变以及碳化物的粗化, 这些原因都会导致硬度降低。但值得注意的是, 相较于锻造 H13 钢, LPBF-H13 钢在高温下具有良好的抗回火软化能力。

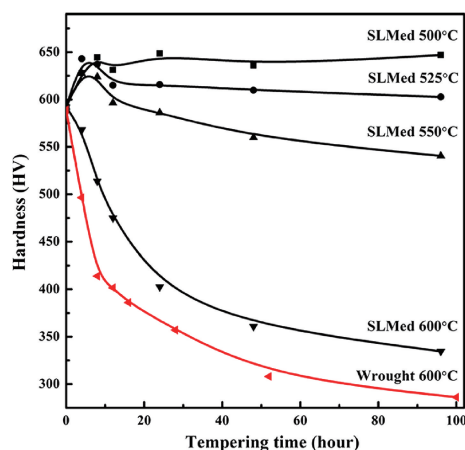


图 11 LPBF-H13 钢与锻造 H13 钢在不同回火温度下硬度随时间的变化^[88]

Fig. 11 Hardness variation of LPBF-H13 steel and forged H13 steel over time at different tempering temperatures^[88]

关于热处理态 LPBF-H13 钢的抗回火软化能力, 根据第二节所述将其分为两种: 一种是 DT 热处理态的抗软化能力, 另一种则是 QT 热处理态的抗软化能力。Yuan 等^[46]对上述两种状态下的 LPBF-H13 钢在 550 和 600 °C 长时间保温后的硬度变化进行了研究。首先, 通过两种不同的热处理工艺使材料达到硬度相同的初始状态, 然后分别在 550 和 600 °C 回火 100 h。结果表明, 在 550 °C 回火后, DT 和 QT 样品的硬度分别下降 8.5% 和 14.0%; 在 600 °C 回火 100 h 时相应的硬度分别降低了 26.8% 和 29.4%。对比两种热处理态的硬度衰减, 可以看出 DT 样品的抗回火软化性能优于 QT 态样品。

从微观组织的角度来看, 两种热处理态材料强化机制有所不同。DT 样品的高硬度是由回火马氏体、细小的胞状组织以及碳化物析出相决定的^[22]。在 DT 样品的回火过程中有 V(C, N) 型碳化物析出, 而 M(C, N) 析出相比富 Cr 的 $M_{23}C_6$ 碳化物具有更高的抗粗化能力^[2]。在长期的回火处理过程中, 这些 V(C, N) 析出相保持了较小

的尺寸, 显示出较高的稳定性, 这有益于提高 DT 样品的抗回火软化性能。相较于 QT 样品, DT 样品还具有更小的晶粒尺寸, 从而导致更高的硬度, 因此具有更好的抗回火软化能力^[46]。在 QT 样品中, 主要是由回火马氏体和马氏体板条边界析出的亚稳 M_7C_3 和 M_3C 碳化物进行强化^[67]。进一步回火后, M_3C 碳化物溶入基体, M_7C_3 分解为 $M_{23}C_6$ 碳化物, 并逐渐粗化, 导致力学性能降低^[86]。

此外, 研究还发现, 相较于热处理工艺, 抗回火温度对样品的抗回火能力更加重要。对于经不同热处理工艺的 DT 和 QT 样品 (QT 为 625 °C 回火热处理, DT 为 585 °C 回火热处理), 在 550 °C 以下的温度进行抗回火实验时, 硬度未明显下降, 表现出良好的抗回火稳定性。但是在 600 °C 进行抗回火时, 初期硬度就会大幅下降, 这可能很大程度上是由于位错的快速回复。不论初始位错密度的高低, 在保温 25 h 后样品的位错密度都趋于稳定, 同时马氏体向铁素体和碳化物发生转变^[46]。

5.2 热疲劳性能

热作模具钢的热疲劳损伤是导致模具失效的关键因素之一, 其主要是在瞬态温度变化过程中, 由热胀冷缩引起的模具表面的交变压应力和拉应力所导致^[3]。当这种热应力超过弹性极限时, 就会产生塑性应变, 最终循环热应力引起局部塑性应变的积累, 导致模具疲劳破坏^[89]。根据报道, 相较于锻造状态, LPBF-H13 钢在高温下具有较好的抗疲劳性能, 影响 LPBF-H13 钢热疲劳行为的主要参数是硬度、相分布和 LPBF 工艺产生的缺陷^[17]。

H13 钢的硬度对其抗热疲劳性能有显著影响。Mel-louli 等^[90]对不同硬度 (36HRC 和 49HRC) 的 H13 钢进行了热疲劳测试, 发现硬度较高的 H13 钢展现出最佳的抗热

疲劳能力。硬度越高, 塑性变形幅度越小, 热疲劳裂纹的扩展速率越低, 从而提高了材料的热疲劳抗力。在 LPBF 成形过程中由于极快的冷却速率, 沉积态 H13 钢存在具有高密度位错的板条马氏体, 并且由于细小的晶粒组织, 其硬度要高于锻态 H13 钢^[41]。此外, LPBF-H13 钢在高温 (650 °C) 下受到机械载荷作用时, 由于大量的软奥氏体向硬马氏体相发生转变, 以及碳化物在 650 °C 左右二次析出, 硬度进一步增加, 这与锻造 H13 形成了鲜明对比^[17]。因此, LPBF-H13 钢的热疲劳抗力要优于锻造 H13 钢。

相分布对 H13 钢热疲劳性能的影响方面, 如前所述, 在沉积态 LPBF-H13 中观察到大量残留的奥氏体, 与马氏体相相比, 奥氏体相是较软的。一般残余奥氏体在高温和机械载荷条件下通过两种方式阻碍裂纹的萌生和扩展, 提高材料的抗疲劳性能^[17]。首先, 残余奥氏体的存在软化了材料, 能够减轻应力集中, 从而阻碍裂纹的萌生, 减缓了裂纹的扩展。其次, 残余奥氏体在向马氏体转变时, 残余压应力的产生有助于裂纹的闭合。然而, 应该考虑到此时残余奥氏体的作用由于几乎完全转变为马氏体而减弱^[17]。

在采用 LPBF 技术制造 H13 钢的过程中, 会产生如球形孔隙、熔合不足等不可避免的缺陷, 它们的大小和形状, 甚至它们与表面的距离, 都会影响 H13 钢的热疲劳性能^[17]。当缺陷尺寸较大时, 循环热应力导致裂纹易从孔洞缺陷处萌生并逐渐扩展, 降低模具的抗热疲劳性能^[17]。因此, 对于 LPBF-H13 钢来说, 为了获得更好的抗疲劳性能, 必须优化工艺参数, 减少打印缺陷的数量。

图 12 为同样初始硬度条件下, 沉积态 LPBF-H13 钢、热处理态 LPBF-H13 钢和锻造 H13 钢在热疲劳测试

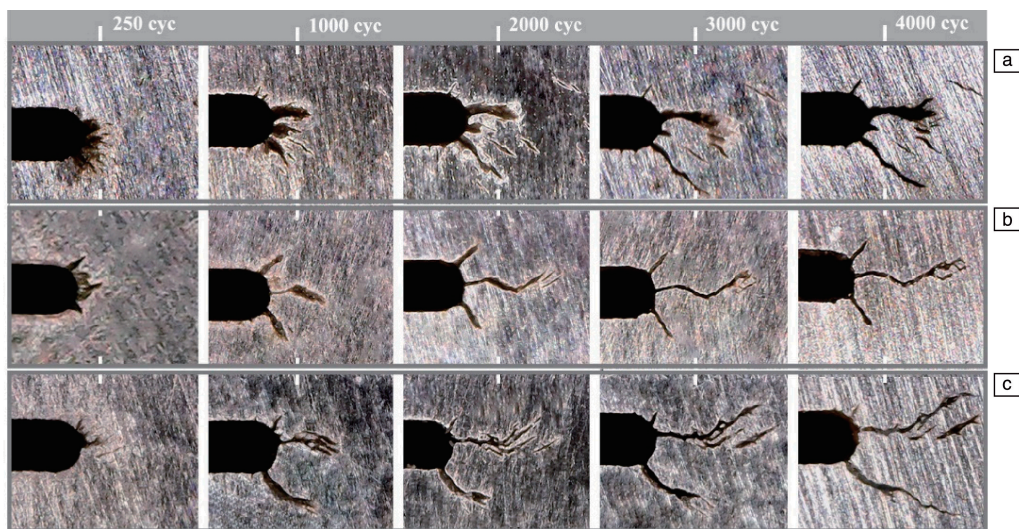


图 12 H13 钢经过不同次数的热疲劳循环后的裂纹扩展^[91]: (a) 沉积态 LPBF-H13 钢, (b) 热处理态 LPBF-H13 钢, (c) 锻造 H13 钢

Fig. 12 Crack propagations of the H13 after different cycles of thermal fatigue testing^[91]: (a) as-built LPBF-H13, (b) heat treated LPBF-H13, (c) forged H13

中的裂纹扩展情况。很明显,在循环 4000 次后沉积态试样的裂纹长度最短,其次是热处理态的 LPBF-H13 钢,而锻造试样的裂纹长度最长^[91]。沉积态 LPBF-H13 钢由于其细小的晶粒尺寸而硬度较高,能够有效地阻碍裂纹的扩展,并且其含有较高体积分数的残余奥氏体,可提高材料的塑性和韧性。此外,在热疲劳测试过程中,沉积态 LPBF-H13 钢表现出二次硬化现象,可进一步提高抗热疲劳能力。而经过回火热处理后,LPBF-H13 钢部分胞状结构溶解,且残余奥氏体含量较少,导致抗热疲劳性能下降。在锻造 H13 钢中,晶粒尺寸较大,只含有少量残余奥氏体,在热疲劳测试过程中,硬度持续下降,最终导致较差的抗热疲劳性能。因此综合来看,沉积态 LPBF-H13 钢的抗热疲劳性能最优,而锻造 H13 钢的抗热疲劳性能最差,这与它们的微观组织和热疲劳测试过程中的硬度变化密切相关。

6 激光粉末床熔融制备的 H13 钢在热作模具中的应用

利用 LPBF 技术高自由度成形的优势,具有复杂随形冷却流道的 LPBF-H13 钢模具已有广泛的应用。与传统的机加工直线型冷却流道相比,复杂随形冷却流道能够有效缩短模具的冷却时间,提高生产效率,并改善成形零件的质量^[5]。

Shu 等^[92]设计了一种带有随形冷却流道的 LPBF-H13 钢压铸模具镶件,并利用 Fluent 软件对其冷却效果、冷却效率以及冷却均匀性等方面进行了仿真模拟。由于随形冷却流道的分布更接近待冷却的模具表面,可以更直接有效地对模具进行冷却。冷却时间为 5 s 时,随形冷却流道的有效冷却效率就可达到 54.83%,模具表面温度均降至 327 °C 以下。而采用传统冷却流道的模具表面温度却极不均匀,靠近冷却流道的部分已经冷却到 327 °C 左右,而远离冷却流道的区域仍然保持较高的温度。因此,相较于传统冷却方式,随形冷却流道显著降低了模具的整体温度梯度,并使得模具表面温度分布更为均匀。此外,该研究还成功利用 XDM 250 设备制造出了这种具有随形冷却流道的压铸模具镶件,并将其应用于实际的工业生产中。

在注塑模具制造领域,有研究人员利用 LPBF 技术制造了配有随形冷却流道的 H13 钢模芯镶件,并通过模拟仿真与实验相结合的方法,评估了 LPBF-H13 钢模芯镶件的具体服役性能^[93]。研究结果显示,得益于分布更均匀的冷却流道,具有随形冷却流道的模具镶件的温度分布相较于配备传统冷却流道的更加均匀,峰值温度相差约 10 °C。此外,配有传统冷却流道的模具镶件的温度

下降速度比配有随形冷却流道的慢,这表明随形冷却流道冷却所需的时间更少,突出了随形冷却流道的性能优势^[93]。

在热冲压成形过程中,零件的成形与淬火同步进行^[94]。坯料在完全奥氏体化后转移到一组冷却模具中,零件直接成形并淬火,以确保所需的力学性能^[95]。因此,模具的冷却能力对于成形零件的强度至关重要,是影响热冲压工艺成功的关键因素。Muvunzi 等^[96]利用 LPBF 技术制备了具有随形冷却流道的 H13 钢热冲压模具,并分别测试了传统冷却流道的模具和随形冷却流道的模具对坯料的冷却效率。不同冷却流道模具下实测的坯料温度分布如图 13 所示,可以看出随形冷却流道在 5 s 后就可以将坯料冷却到 163 °C 的平均温度。该温度低于所需的 200 °C,可以使零件达到所需的硬度性能。而对于常规冷却流道的模具,5 s 后坯料的平均温度约为 211 °C。因此,采用随形冷却流道,仅需 5 s 即可将坯料冷却至目标温度,将冷却时间减少 28.6%,极大地提高了模具的冷却效率^[96]。

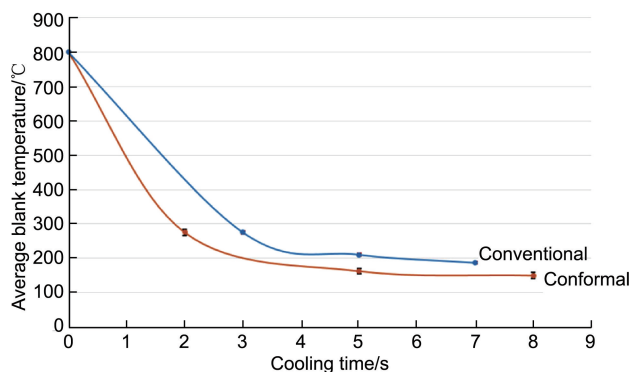


图 13 在具有不同冷却流道的模具中坯料平均温度变化^[96]

Fig. 13 Average temperature variation curves of blanks in cooling molds with different types of cooling channels^[96]

7 结 语

H13 钢作为最常用的一种热作模具钢,其组织性能对模具的实际应用具有重要意义。从成形性能、微观组织、力学性能以及在热作模具中的服役性能等方面,对目前国内外关于采用激光粉末床熔融(laser powder bed fusion, LPBF)技术制备 H13 钢的研究进展进行了简要综述,并总结了当前采用随形冷却流道的 LPBF-H13 钢热作模具的实际应用情况,可得出以下结论。

(1) LPBF-H13 钢成形过程中易产生裂纹等缺陷,通过对基板进行预热处理以及成分优化等方法,可以有效防止打印开裂。

(2) LPBF-H13 钢沉积态微观组织为典型胞状组织,

主要由马氏体及残余奥氏体两相组成。而热处理可使胞状结构溶入基体, 并使残余奥氏体转变或分解, 最终形成回火马氏体+碳化物析出相的微观组织。

(3) LPBF-H13 钢由于其细小的微观组织, 以及碳化物析出强化, 具有优异的力学性能。但其沉积态断裂延伸率较低, 表现出脆性断裂特征。通过适当的热处理工艺可对其微观组织进行调整, 产生二次硬化效应并提高力学性能。

(4) 相较于锻造 H13 钢, LPBF-H13 钢由于其独特的微观组织, 具有更好的抗回火软化能力以及抗热疲劳能力。

(5) 具有复杂随形冷却流道的 LPBF-H13 钢模具在实际应用中, 冷却效率较高, 模具表面温度分布均匀, 并且还可以提高成形零件的质量。

对于未来 LPBF 成形 H13 钢的研究, 可通过优化工艺参数提高 LPBF-H13 钢的致密度, 进一步改善其力学性能。此外, 添加稀土元素或细化剂等手段可调控其微观组织, 如改善晶粒尺寸、碳化物形貌分布等, 以提高 H13 钢的力学性能。同时, 通过优化成分有望进一步增强 LPBF-H13 钢的抗回火软化和抗热疲劳能力, 以延长其在热作模具中的使用寿命, 使其具有更加广阔的应用前景。

参考文献 References

- [1] HAGHDADI N, LALEH M, MOYLE M, *et al.* Journal of Materials Science[J], 2021, 56(1): 64–107.
- [2] JOHNNY S. Chromium Martensitic Hot-Work Tool Steels Damage, Performance and Microstructure[D]. Karlstad, Sweden; Karlstad University, 2004.
- [3] KLOBČAR D, TUŠEK J, TALJAT B. Materials Science and Engineering: A[J], 2008, 472(1–2): 198–207.
- [4] SINGH R, GUPTA A, TRIPATHI O, *et al.* Materials Today: Proceedings[J], 2020, 26(3): 3058–3070.
- [5] CHANTZIS D, LIU X, POLITIS D J, *et al.* The International Journal of Advanced Manufacturing Technology[J], 2020, 109(1/2): 87–107.
- [6] HÖLKER R, JÄGER A, BEN KHALIFA N, *et al.* International Journal of Precision Engineering and Manufacturing[J], 2013, 14(8): 1487–1493.
- [7] DIMLA E. Journal of Thermal Engineering[J], 2015, 1(7): 627–635.
- [8] YAKOUT M, ELBESTAWI M A, VELDHUIS S C. Solid State Phenomena[J], 2018, 278(5): 1–14.
- [9] BEAMAN J, BOURELL D L. Journal of Manufacturing Science and Engineering[J], 2020, 142(11): 1–50.
- [10] ARMSTRONG M, MEHRABI H, NAVEED N. Journal of Manufacturing Processes[J], 2022, 84(5): 1001–1029.
- [11] BAJAJ P, HARIHARAN A, KINI A, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2020, 772: 138633.
- [12] ARMILLOTTA A, BARAGGI R, FASOLI S. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology[J], 2014, 71(1–4): 573–583.
- [13] CHEN S, YANG Y H, GUO Z Q, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2024, 53(9): 2478–2484.
- [14] PETROVIC V, VICENTE HARO GONZALEZ J, JORDÁ FERRANDO O, *et al.* International Journal of Production Research[J], 2011, 49(4): 1061–1079.
- [15] HUBER F, BISCHOF C, HENTSCHEL O, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2019, 742: 109–115.
- [16] FRAZIER W E. Journal of Materials Engineering and Performance[J], 2014, 23(6): 1917–1928.
- [17] OMIDI N, FARHADIPOUR P, BAALI L, *et al.* JOM[J], 2023, 75(11): 4457–4469.
- [18] HOOPER P A. Additive Manufacturing[J], 2018, 22: 548–559.
- [19] WANG J, LIU S, FANG Y, *et al.* The International Journal of Advanced Manufacturing Technology[J], 2020, 108(7/8): 2453–2466.
- [20] WANG J, WANG L, CHEN C, *et al.* Journal of Iron and Steel Research International[J], 2024, 31: 531–551.
- [21] WU L, DAS S, GRIDIN W, *et al.* Advanced Engineering Materials[J], 2021, 23(7): 2100049.
- [22] YAN J, SONG H, DONG Y, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2020, 773: 138845.
- [23] LEI F, WEN T, YANG F, *et al.* Materials[J], 2022, 15(7): 2686.
- [24] SANTHOSH SARANG D M, DIVYA K, TELASANG G, *et al.* Transactions of the Indian National Academy of Engineering[J], 2021, 6(4): 1037–1048.
- [25] KEMPEN K, VRANCKEN B, BULS S, *et al.* Journal of Manufacturing Science and Engineering[J], 2014, 136(6): 61026.
- [26] WRIGHT C S, YOUSEFFI M, AKHTAR S P, *et al.* Materials Science Forum[J], 2006, 514: 516–523.
- [27] SANDER J, HUFENBACH J, GIEBELER L, *et al.* Materials & Design[J], 2016, 89: 335–341.
- [28] PELLIZZARI M, ALMANGOUR B, BENEDETTI M, *et al.* Theoretical and Applied Fracture Mechanics[J], 2020, 108: 102634.
- [29] SAVRAI R A, TOPOROVA D V, BYKOVA T M. Optics & Laser Technology[J], 2022, 152: 108128.
- [30] DZUKEY G A, YANG K, WANG Q, *et al.* Journal of Materials Engineering and Performance[J], 2020, 29(8): 4957–4966.
- [31] VÉLE F, ACKERMANN M, BITTNER V, *et al.* Materials[J], 2021, 14(20): 6052.
- [32] HANZL P, ZETEK M, BAKŠA T, *et al.* Procedia Engineering[J], 2015, 100: 1405–1413.
- [33] 彭乐, 郑志军. 材料导报[J], 2023, 37(8): 90–96.
PENG L, ZHENG Z J. Materials Reports[J], 2023, 37(8): 90–96.
- [34] ANSARI M J, NGUYEN D, PARK H S. Materials[J], 2019, 12(8): 1272.

- [35] WANG D, YANG Y, SU Y, *et al.* The International Journal of Advanced Manufacturing Technology[J], 2012, 58(9-12): 1189-1199.
- [36] FONSECA E B, GABRIEL A H G, ARAÚJO L C, *et al.* Additive Manufacturing[J], 2020, 34: 101250.
- [37] LEE J, CHOE J, PARK J, *et al.* Materials Characterization[J], 2019, 155: 109817.
- [38] PENG T, CHEN C. International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology[J], 2018, 5(1): 55-62.
- [39] DAI D, GU D. Applied Surface Science[J], 2015, 355: 310-319.
- [40] TELASANG G, DUTTA MAJUMDAR J, PADMANABHAM G, *et al.* Surface and Coatings Technology[J], 2014, 258: 1108-1118.
- [41] HUANG G, WEI K, ZENG X. Materials Science and Engineering: A[J], 2022, 858: 144154.
- [42] KATANCIK M, MIRZABABAEI S, GHAYOOR M, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2020, 849: 156319.
- [43] LAAKSO P, RIIPINEN T, LAUKKANEN A, *et al.* Physics Procedia[J], 2016, 83: 26-35.
- [44] MERTENS R, VRANCKEN B, HOLMSTOCK N, *et al.* Physics Procedia[J], 2016, 83: 882-890.
- [45] ZHAO M, DUAN C, LUO X. Journal of Laser Applications[J], 2020, 32(2): 22012.
- [46] YUAN M, CAO Y, KARAMCHEDU S, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2022, 831: 142322.
- [47] CHADHA K, TIAN Y, NYAMUCHIWA K, *et al.* Materials Today Communications[J], 2022, 33: 104332.
- [48] KRELL J, RÖTTGER A, GEENEN K, *et al.* Journal of Materials Processing Technology[J], 2018, 255: 679-688.
- [49] MAZUR M, LEARY M, MCMILLAN M, *et al.* Rapid Prototyping Journal[J], 2016, 22(3): 504-518.
- [50] YONEHARA M, IKESHOJI T, NAGAHAMA T, *et al.* The International Journal of Advanced Manufacturing Technology[J], 2020, 110(1/2): 427-437.
- [51] NARVAN M, AL-RUBAIE K S, ELBESTAWI M. Materials[J], 2019, 12(14): 2284.
- [52] KOSIBA K, WOLF D, BÖNISCH M, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2023, 156: 1-19.
- [53] GALBUSERA F, DEMIR A G, PLATL J, *et al.* Journal of Materials Processing Technology[J], 2022, 302: 117435.
- [54] KÖHLER M L, ALI F, HERZOG S, *et al.* Steel Research International[J], 2022, 93(1): 2100454.
- [55] WANG J, WANG S, LI W, *et al.* Scripta Materialia[J], 2024, 239: 115780.
- [56] CHOU C, PETTERSSON N H, DURGA A, *et al.* Acta Materialia[J], 2021, 215: 117044.
- [57] CUNHA Â, MARQUES A, SILVA M R, *et al.* The International Journal of Advanced Manufacturing Technology[J], 2022, 121(7/8): 4255-4287.
- [58] LAW W K, WONG K, WANG H, *et al.* Journal of Materials Engineering and Performance[J], 2021, 30(9): 6389-6405.
- [59] TAN Q, YIN Y, WANG F, *et al.* Scripta Materialia[J], 2022, 214: 114645.
- [60] HAN L, WANG Y, LIU S, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2022, 21: 5056-5065.
- [61] HOLZWEISSIG M J, TAUBE A, BRENNE F, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions B[J], 2015, 46: 545-549.
- [62] EDMONDS D V, HE K, RIZZO F C, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2006, 438-440: 25-34.
- [63] KURZ W, TRIVEDI R. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 1996, 27: 625-634.
- [64] KUNZE K, ETTER T, GRÄSSLIN J, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2015, 620: 213-222.
- [65] KAMATH C, EL-DASHER B, GALLEGOS G F, *et al.* The International Journal of Advanced Manufacturing Technology[J], 2014, 74(1-4): 65-78.
- [66] ZHANG J, YU M, LI Z, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2021, 856: 158168.
- [67] DEIRMINA F, PEGHINI N, ALMANGOUR B, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2019, 753: 109-121.
- [68] LERCHBACHER C, ZINNER S, LEITNER H. Materials Science and Engineering: A[J], 2013, 564: 163-168.
- [69] FONSECA E B, GABRIEL A H G, ÁVILA J A, *et al.* Additive Manufacturing[J], 2023, 78: 103862.
- [70] HAN L, WANG Y, LIU S, *et al.* Journal of Iron and Steel Research International[J], 2023, 28: 1-14.
- [71] SUN Y, WANG J, LI M, *et al.* Materials & Design[J], 2022, 224: 111295.
- [72] FERREIRA D F S, VIEIRA J S, RODRIGUES S P, *et al.* Wear[J], 2022, 488/489: 204179.
- [73] FONSECA E B, ESCOBAR J D, GABRIEL A H G, *et al.* Additive Manufacturing[J], 2022, 55: 102812.
- [74] YIN Y, TAN Q, BIRMINGHAM M, *et al.* International Materials Reviews[J], 2022, 67(5): 487-573.
- [75] XUE L. Laser Consolidation: A Rapid Manufacturing Process for Making Net-Shape Functional Components [M/OL]//LAWRENCE J, *et al.* Advances in Laser Materials Processing. Woodhead Publishing, 2010: 492-534.
- [76] ZHU J, ZHANG Z, XIE J. Materials Science and Engineering: A[J], 2019, 752: 101-114.
- [77] GE J, MA T, CHEN Y, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2019, 783: 145-155.
- [78] REN B, LU D, ZHOU R, *et al.* Journal of Materials Research[J], 2019, 34(8): 1415-1425.
- [79] DEIRMINA F, ALMANGOUR B, GRZESIAK D, *et al.* Materials & Design[J], 2018, 146: 286-297.
- [80] WANG L, WU J, HUANG X, *et al.* Optics & Laser Technology[J], 2018, 107: 89-98.
- [81] YAN J, CHEN M, QUACH W, *et al.* Thin-Walled Structures[J], 2019, 144: 106158.

- [82] TAN Q, CHANG H, YIN Y, *et al.* Scripta Materialia[J], 2022, 219: 114874.
- [83] BAE K, MOON H, PARK Y, *et al.* Materials [J], 2022, 15 (23): 8329.
- [84] HAN Y, LI C, HE S, *et al.* Metals and Materials International[J], 2022, 28(3): 755–769.
- [85] LIU F, FORS D H R, GOLPAYEGANI A, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2012, 43: 4053–4062.
- [86] CODEC M, SKOBIR BALANTI Č D A. Scientific Reports[J], 2016, 6(1): 29734.
- [87] 代兵, 胡晓涛, 袁世平. 铸造技术[J], 2015, 36(4): 929–931.
DAI B, HU X T, YUAN S P. Foundry Technology[J], 2015, 36(4): 929–931.
- [88] WANG M, LI W, WU Y, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions B[J], 2019, 50: 531–542.
- [89] ABDULHADI H A, AQIDA S N, ISHAK M, *et al.* Thermal Fatigue of Die-Casting Dies: An Overview[C]// Proceedings of the 3rd International Conference on Mechanical Engineering Research (ICMER 2015). MATEC Web of Conferences, 2016, 74: 00032.
- [90] MELLOULI D, HADDAR N, KÖSTER A, *et al.* Engineering Failure Analysis[J], 2014, 45: 85–95.
- [91] WANG M, WU Y, WEI Q, *et al.* Metals[J], 2020, 10(1): 116.
- [92] SHU L, ZHANG Z, REN Z, *et al.* Journal of Physics: Conference Series[J], 2021, 1939(1): 12002.
- [93] MAZUR M, BRINCAT P, LEARY M, *et al.* The International Journal of Advanced Manufacturing Technology[J], 2017, 93(1–4): 881–900.
- [94] TAYLOR T, CLOUGH A. Materials Science and Technology[J], 2018, 34(7): 809–861.
- [95] PUJANTE J, GONZÁLEZ B, GARCIA-LLAMAS E. Materials[J], 2021, 14(19): 5695.
- [96] MUVUNZI R, HAGEDORN-HANSEN D, MATOPE S, *et al.* The International Journal of Advanced Manufacturing Technology[J], 2020, 110(7/8): 1723–1730.