DOI：10.16410/j.issn1000-8365.2024.4036

激光熔化沉积 H13 钢微观组织及力学性能研究

高军民[1]，侯小华[1]，王　果[2]，梁华耀[2]，赵海东[2]

(1. 文灿集团股份有限公司，广东 佛山 528241；2. 华南理工大学 国家金属材料近净成形工程技术研究中心，广东 广州 510640)

摘　要：激光熔化沉积技术在模具修复行业有着巨大应用前景，而沉积部件的微观组织和力学性能随激光参数变化的规律对模具修复工艺窗口的选择具有重要意义。采用激光熔化沉积技术制备了 H13 钢，研究了不同激光功率和扫描速度下 H13 钢沉积层微观组织演变及其对力学性能的影响。结果表明，激光功率一定时，随着扫描速度由 400 mm/min 增加到 600 mm/min，马氏体尺寸细化，含量增加，沉积层的硬度提高约 3%、塑性降低约 1%，而强度先增加后减少；缺陷增多导致其与基体的结合强度下降约 20%。扫描速度一定时，随着激光功率由 1 800 W 增加到 2 200 W，马氏体尺寸增大、含量减少，沉积层硬度降低约 5%，强度和塑性分别提高约 34%和 2%；同时缺陷减少使得结合强度提高约 58%。

关键词：H13 钢；激光熔化沉积；微观组织；力学性能

中图分类号：TG113.25; TN249　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1000-8365(2024)06-0574-11

Study of the Microstructure and Mechanical Properties on Laser Melting Deposition H13 Steel

GAO Junmin[1], HOU Xiaohua[1], WANG Guo[2], LIANG Huayao[2], ZHAO Haidong[2]

(1. Wencan Group Co., Ltd., Foshan 528241, China; 2. National Engineering Research Center of Near-Net-Shape Forming for Metallic Material, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China)

Abstract: Laser melting deposition technology has tremendous application prospects in the mold repair industry, and determining how the microstructure and mechanical properties of deposited parts vary with respect to the laser parameters is highly important for selecting the optimal mold repair process window. Experiments on laser melting deposition of H13 steel under different scanning speeds and laser powers were carried out, and the evolution of the microstructure and mechanical properties were analysed. The results show that as the scanning speed increases from 400 mm/min to 600 mm/min, the amount of fine martensite increases, the hardness of the deposited layer increases by approximately 3%, the plasticity decreases by approximately 1%, and the strength increases and then decreases. An increase in the number of defects leads to a decrease in the bonding strength with the substrate by approximately 20%. With increasing laser power from 1 800 W to 2 200 W, the size of the martensite increases, while the martensite content decreases. The hardness of the deposited layer decreases by approximately 5%, and the strength and plasticity increase by approximately 34% and 2%, respectively. At the same time, a decrease in the number of defects leads to an increase in the bond strength of approximately 58%.

Key words: H13 steel; laser melting deposition; microstructure; mechanical properties

铬系热作模具钢 H13 钢是一种强韧兼备的优质钢种，在高温下具有较高的强度、硬度和韧性，以及良好的耐热冲击性和耐热疲劳性，广泛应用于制造铝、镁合金压铸模具。但是，在周期性交变应力和循环冷热交替作用下，模具钢性能会随着服役时间增加而下降，最终导致模具局部或整体失效[1]。大型复杂构件压铸模具成本昂贵、制造繁琐，除了在制造模具钢时提高其综合力学性能，对失效模具进行修

收稿日期：2024-02-27

基金项目：广东省重点研发计划(2020B010184002)

作者简介：高军民，1974 年生，工程师. 主要从事压铸铝合金工艺及其相关材料和设备等方面的工作. Email: gjm@wencan.com

通讯作者：赵海东，1970 年生，博士，教授. 研究方向为铸造铝合金及数值模拟研究. Email: zhaohaidong@tsinghua.org.cn

引用格式：高军民，侯小华，王果，梁华耀，赵海东. 激光熔化沉积 H13 钢微观组织及力学性能研究[J]. 铸造技术，2024, 45(6): 574-584.
GAO J M, HOU X H, WANG G, LIANG H Y, ZHAO H D. Study of the microstructure and mechanical properties on laser melting deposition H13 steel[J]. Foundry Technology, 2024, 45(6): 574-584.

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

复也能在一定程度上延长模具使用寿命、提高利用率。因此，近年来模具修复技术得到了广泛关注。传统模具修复手段包括钨极惰性气体保护焊、等离子转移弧焊、热喷涂等。近年来激光增材制造技术迅速发展，基于粉末进给的激光熔化沉积(laser melting deposition, LMD) 技术能通过局部热量输入避免形成较大热影响区、产生较大残余应力和成形件扭曲变形，降低对母材和成形件的影响[2-3]，在模具修复行业中有着广阔前景。

LMD 过程涉及较多工艺参数，根据相关研究可知，激光功率、扫描速度和粉末进给速度直接影响粉末熔化和液态金属凝固，对沉积层的组织和性能产生重要影响[4-5]。Khalid Imran 等[6]在不同工艺参数下制备了沉积在铜合金上的 H13 钢沉积层，分析其微观组织及显微硬度的变化。Telasang 等[7]用激光能量密度综合了激光功率和扫描速度，分析了激光能量密度对沉积层微观组织与力学性能的影响。研究指出，沉积层组织主要由马氏体、残余奥氏体和细小碳化物组成。李洪波等[8]在 H13 钢基体上制备了由 H13/Ni/WC 混合粉末组成的沉积层，获得了比基体更高的硬度和耐磨性。上述研究主要关注沉积层性能，而沉积层与基体的结合情况也是需要高度关注的，该结合性能是实际 H13 钢模具修复与使用的关键。

目前 LMD 技术在 H13 钢上已有不少研究成果，但是沉积层逐层组织和性能的演变、沉积层与基体结合特征及其性能等方面的研究较少。本文通过 LMD 技术在不同激光功率和扫描速度下制备了 H13 钢沉积层，研究了不同激光功率和扫描速度下沉积层逐层组织变化，讨论了激光功率和扫描速度对沉积层强度、硬度和塑性，以及沉积层与基体结合强度的影响规律。

1　实验材料与方法

基体采用调质态 H13 钢，沉积粉末材料采用气雾法制备的商用 H13 钢球形粉末，基体和粉末的化学成分如表 1 所示。粉末形貌如图 1a 所示，粒径分布范围为 50~150 μm，如图 1b 所示。沉积前用 800 目砂纸将基体表面打磨至光滑，然后用无水乙醇清洗表面，最后烘干处理；粉末在 50 ℃下烘干 8 h，然后密封保存。

表1 H13钢基体及粉末化学成分
Tab.1 Chemical composition of the H13 steel substrate and powder

(mass fraction/%)

Element	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Fe
Substrate	0.40	1.05	0.35	5.21	1.39	1.03	Bal.
Powder	0.35	0.95	0.32	5.05	1.35	1.00	Bal.

激光熔化沉积实验设备由配置 6+2 轴机械手机器人 KUKA KR30HA、碟片式激光器 Trumpf 6006 和三路同轴送粉器 GTV PF2/2 组成。采用氩气和氦气作为送粉和保护气体，气体流量分别为 6 和 10 slpm。激光光斑直径和离焦距离分别为 4 和 17 mm，粉末流量为 13.3 g/min，扫描间距为 2 mm。根据预实验结果设定激光功率分别为 1 800、2 000 和 2 200 W，扫描速度分别为 400、500 和 600 mm/min。

制备尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的微观组织分析试样，取样方式如图 2a 所示。试样经研磨、抛光和浓度为 4%硝酸酒精腐蚀后在 Leica DM3000M 光学显微镜 (OM)、FEI Nova Nano 430 和 ZEISS Sigma 500 扫描电子显微镜(SEM)上进行显微组织分析，并利用 SEM 配置的 X 射线能谱仪(EDS)进行成分分析。使用 Image Pro Plus 软件对 SEM 图片进行处理，采用划线法对马氏体、奥氏体和碳化物的尺寸进行测量，进而对马氏体和碳化物的面积分数进行统计分析。利用 Panalytical X-Pert-Pro X 射线多晶衍射仪(XRD)进行物相分析，得到的 XRD 图谱用 MDI Jade 6.0 软件进行形成相标定。根据阿基米德原理测量试样密度，然后计算其致密度，其中 H13 钢理论密度为 7.88 g/cm^3。

采用 HVS-1000 数显式显微维氏硬度计对试样进行硬度测试。采用 SHIMADZ AG-X 100 kN 万能材料试验机进行拉伸测试，拉伸试样分为 LMD 和 LMD-SUB 试样，其中 LMD 试样完全由沉积层制

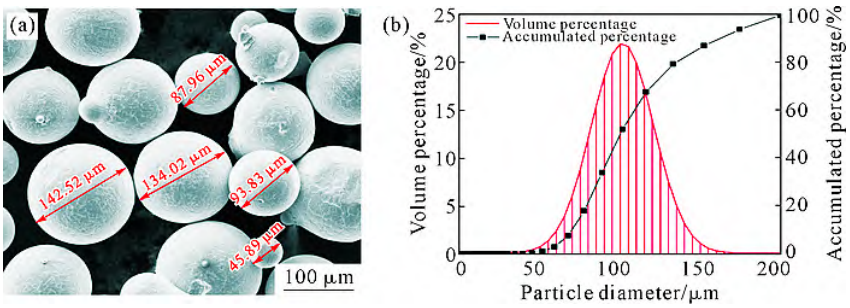


图 1 H13 钢粉末形貌及粒径分布：(a) SEM 形貌；(b) 粒径分布
Fig.1 Morphology and particle size distribution of H13 steel powder: (a) SEM image; (b) particle size distribution

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

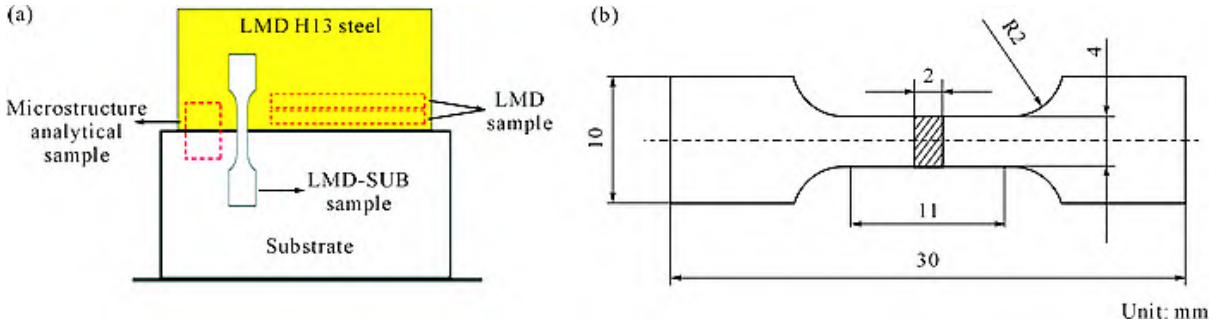


图 2 分析试样:(a) 取样位置与方式;(b) 拉伸试样形状与尺寸

Fig.2 Analytical samples: (a) sampling location and method; (b) shape and size of the tensile specimen

得。为了测试沉积层与基体的结合强度,参考文献[9]的测试方法,制备了由一半沉积层与一半基体组成的 LMD-SUB 试样。不同拉伸试样取样方式如图 2a 所示,拉伸试样形状与尺寸如图 2b 所示。拉伸测试后对拉伸断口进行 SEM 观察分析。

2 实验结果及讨论

2.1 微观组织

试样截面组织主要分为 3 个区域:基体、热影响区和沉积层,如图 3 所示。基体主要由回火马氏体和弥散分布的碳化物组成;热影响区是基体上部在沉积过程中被熔池加热所形成,与基体组织相对比,其部分马氏体板条状特征消失。

沉积层的组织主要受 LMD 过程中传热的影响。Ashby 等[10]提出 LMD 过程中冷却速度主要由工艺参数决定,函数表达式如下:

$$\frac{dT}{dt}=-\frac{2\pi\lambda(T-T_0)^2}{A(q/v)} \tag{1}$$

式中,T 和 T_0 分别为表面峰值温度和初始温度;q 为激光能量密度;dT/dt 为冷却速度;A 为表面吸收率;λ 为热传导率;v 为扫描速度。激光能量密度整合了激光功率和扫描速度[11],函数表达式如下:

$$q=\frac{p}{2r_B v} \tag{2}$$

式中,p 为激光功率;r_B 为激光光斑半径。根据式(1~2)可推断出,激光能量密度随着扫描速度的增加和激光功率的减少而减小,促使冷却速度不断提高。因此,不同扫描速度和激光功率的组合对应不同的冷却速度,进而产生不同的沉积层凝固组织。

当激光功率为 2 000 W 不变时,不同扫描速度下沉积层光学形貌如图 4a~c 所示。在 OM 下可以观察到沉积层主要由柱状晶和等轴晶组成,并且沉积层间具有良好冶金结合。不同扫描速度下沉积层组织中出现数量不一的缺陷,包括圆形气孔和长条形裂纹,未见由于未熔合产生的孔洞。气孔主要分布在沉积层内部,而裂纹则贯穿沉积层间,如图 4c 所示。结合表 2 和图 4a~c 结果可推断出,随着扫描速度增加,沉积层冷却速度提高,凝固时间缩短,在沉积方向温度梯度加大,组织中出现孔洞和裂纹的几率更高。孔洞来源于熔池中液态金属对流卷入的外界气体(如保护气体),或高温下粉末中部分元素反应产生的气体[12-14]。扫描速度增加使得凝固时间缩短,气体从熔池中逸出的时间缩短,导致更多气体被保留在组织中,形成气孔。裂纹来源于快速凝固产生的残余拉应力,扫描速度增加导致温度梯度增大,残余拉应力随之提高[15],在组织薄弱或应力集中区域,残余拉应力超过材料抗拉强度导致开裂。

表2 阿基米德排水法测得的沉积试样相对致密度

Tab.2 The relative density of the deposited samples measured by the Archimedes method

Parameter	1 800 W	2 000 W	2 200 W
400 mm/min	98.72%	98.92%	99.25%
500 mm/min	98.30%	98.56%	98.90%
600 mm/min	97.78%	97.81%	98.34%

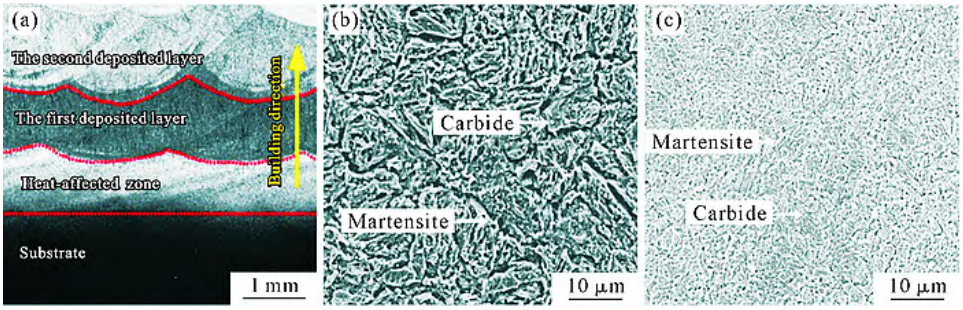


图 3 沉积试样:(a) 截面 OM 形貌和沉积方向;(b) 基体 SEM 形貌;(c) 热影响区 SEM 形貌

Fig.3 Deposited sample: (a) OM image showing the morphology of the cross section and building direction; (b) SEM image showing the morphology of the substrate; (c) SEM image showing the morphology of the heat-affected zone

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

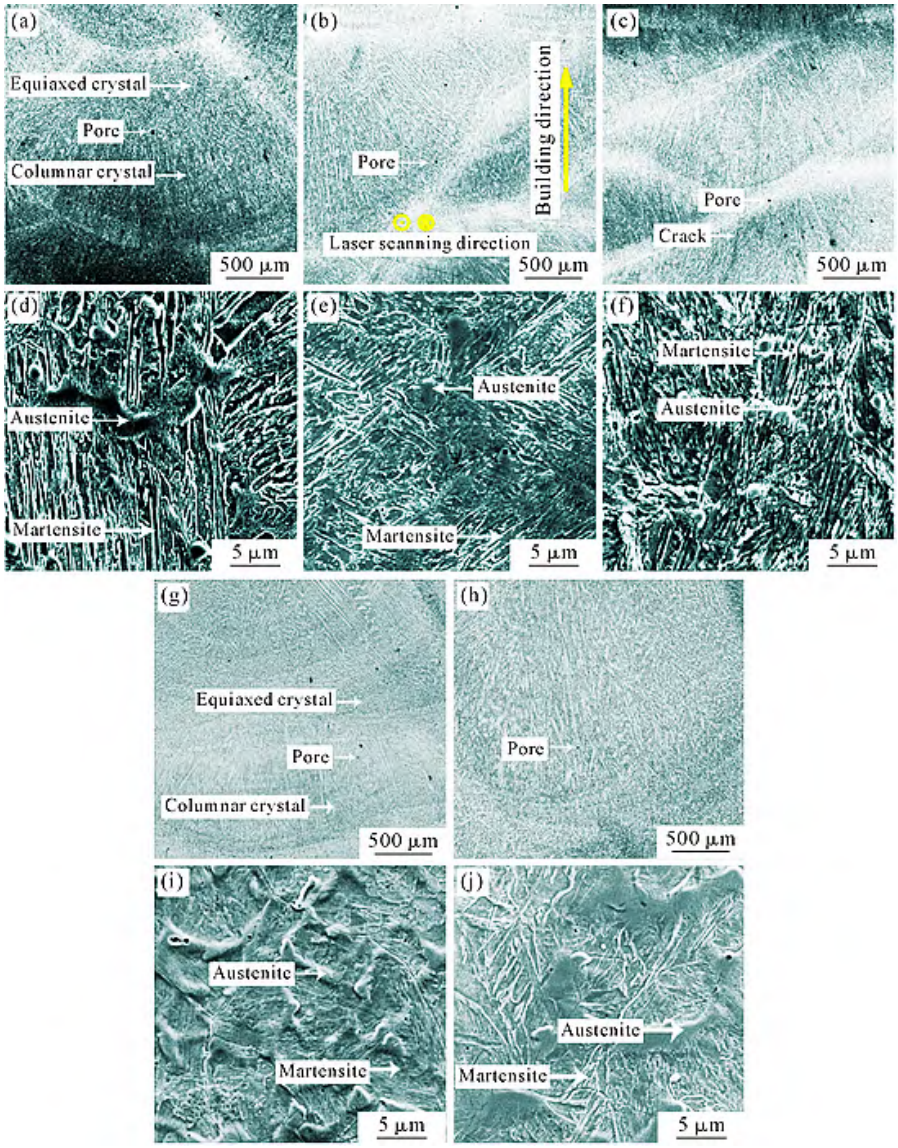


图 4　不同参数下沉积层微观组织：(a, d) 2 000 W, 400 mm/min; (b, e) 2 000 W, 500 mm/min; (c, f) 2 000 W, 600 mm/min; (g, i) 1 800 W, 500 mm/min; (h, j) 2 200 W, 500 mm/min

Fig.4　Microstructures of the deposited layers with different parameters: (a, d) 2 000 W, 400 mm/min; (b, e) 2 000 W, 500 mm/min; (c, f) 2 000 W, 600 mm/min; (g, i) 1 800 W, 500 mm/min; (h, j) 2 200 W, 500 mm/min

当扫描速度为 500 mm/min 不变时，不同激光功率下沉积层光学形貌如图 4b, g 和 h 所示。结合表 2 和图中光学形貌结果可知，在一定范围内，沉积层致密度随着激光功率增加而提高，在 Vandenbroucke 等[16]的研究中也报道过类似现象。这是由于熔池温度随着激光功率增加而提高，显著改善液态金属流动性，有利于其铺展和润湿行为[17]，金属粉末充分熔化并填充孔洞，从而降低孔隙率、提高组织致密度。

如图 4d~f, i~j 的 SEM 形貌所示，沉积层组织主要由板条马氏体、残余奥氏体和细小碳化物组成[18-20]。根据文献[21]结果可知，LMD 过程冷却速度达到 10^3~10^4 K/s，远高于马氏体上临界冷却速度。因此，沉积层组织中含有大量的马氏体。图 5 为不同激光参数下的沉积层中马氏体面积分数以及马氏体和奥氏体的尺寸统计结果。分析可知，随着扫描速度增加和激光功率减小，马氏体面积分数增大、尺寸减小，而残余奥氏体尺寸减小。这是由于熔池温度随着扫描速度增加和激光功率减小而降低，奥氏体晶粒长大以及成分均匀化的时间减少，导致残余奥氏体尺寸减小；同时温度梯度增大使得组织冷却速度有所增加，因此马氏体尺寸减小。此外，较少合金元素溶入奥氏体中，使奥氏体稳定性降低，从而升高了 M_s，使得冷却后马氏体含量增加。

如上所述，不同的 LMD 参数造成了不同的凝固传热过程，进而形成了不同的组织特征。此外，逐层的沉积造成热量的积累，因此沉积的每一层组织也存在差异。图 6 为不同 LMD 参数和不同沉积层的 SEM 形貌。弥散分布的细小碳化物能阻碍位错运动，从而对基体具有强化作用，其强化效果主要与碳

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

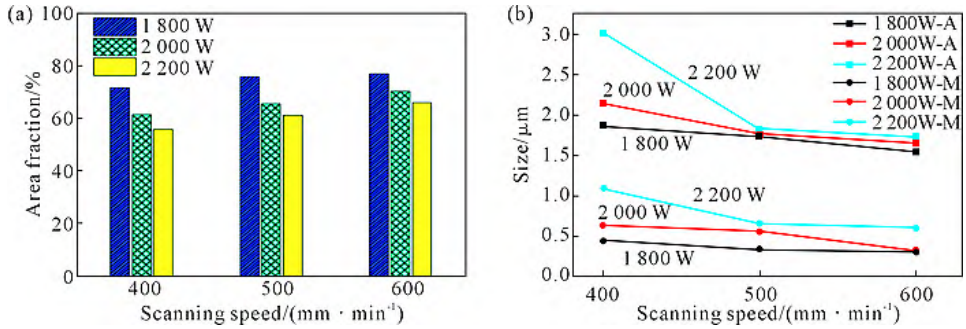


图 5 微观组织的定量统计:(a) 马氏体面积分数;(b) 马氏体和奥氏体的尺寸(A 代表奥氏体,M 代表马氏体)

Fig.5 Quantitative statistics of microstructural characteristics: (a) area fraction of martensite; (b) sizes of martensite and austenite (A represents austenite, M represents martensite)

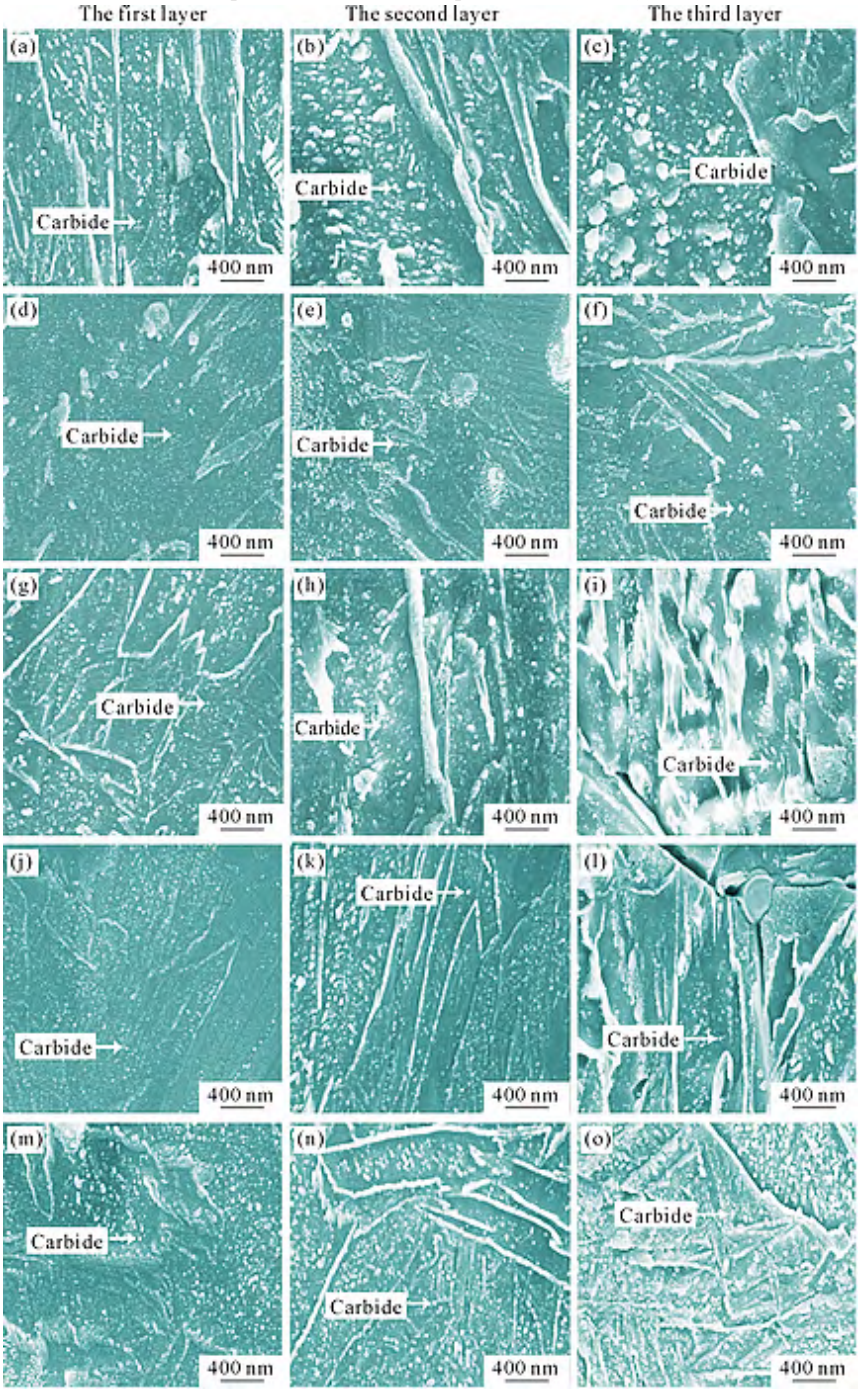


图 6 不同参数下不同沉积层中的碳化物形貌:(a~c) 2 000 W, 400 mm/min; (d~f) 2 000 W, 500 mm/min; (g~i) 2 000 W, 600 mm/min; (j~l) 1 800 W, 500 mm/min; (m~o) 2 200 W, 500 mm/min

Fig.6 Carbides in different deposited layers under different parameters: (a~c) 2 000 W, 400 mm/min; (d~f) 2 000 W, 500 mm/min; (g~i) 2 000 W, 600 mm/min; (j~l) 1 800 W, 500 mm/min; (m~o) 2 200 W, 500 mm/min

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

化物的尺寸和含量相关。通过统计图 6 形貌中的碳化物尺寸和面积分数，获得了图 7 的定量分析结果。分析可知，对于同一参数下的沉积试样，随着沉积层数增加，碳化物面积分数和尺寸均增大。对于不同参数的沉积试样，随着扫描速度减小和激光功率增大，在相同位置沉积层中的碳化物的面积分数和尺寸均增大。这是由于沉积层数增加，扫描速度减小和激光功率增大均导致冷却速度的降低，所以在凝固和被后续沉积层再加热的过程中，合金元素有更长扩散时间，促进了碳化物在共析转变中析出和长大，碳化物尺寸和含量均增大。

H13 钢基体和不同参数下沉积层的 XRD 图谱如图 8 所示。对于调质态的基体，其残余奥氏体在回火过程中转变为马氏体，所以基体中检测到的马氏体衍射峰强度更高。在不同参数下，马氏体和奥氏体衍射峰的位置和强度变化不大，表明主要形成相的类型没有发生改变。XRD 图谱显示，基体中碳化物主要是 M_7C_3 和 $M_{23}C_6$ 型碳化物，沉积层中碳化物包括 M_7C_3 型和 MC 型碳化物。随着扫描速度减小和激光功率增加，沉积层中碳化物衍射峰强度增强。

LMD 过程快速冷却，导致合金元素不均匀扩散，形成浓度分布以及马氏体形成温度不同的微区，马氏体被约束在不同的微区中先后形核长大，最后形成细小板条马氏体[22]。随着扫描速度增加和激光功率的降低，液态金属凝固速度加快，合金元素扩散越困难，形成的微区数量越多，最后形成更多细小的马氏体。残余奥氏体来源于未转变的高温奥氏体，液相快速凝固阻碍了碳化物析出，更多合金元素被保留在奥氏体中，进一步稳定残余奥氏体[23-24]。扫描速度增加，熔池温度有所下降，奥氏体化温度变低，形成更小的高温奥氏体晶粒[25]，所以得到的残余奥氏体则越小。残余奥氏体含量主要与马氏体开始转变温度 M_s 有关，奥氏体中合金元素含量越高，高温奥氏体越稳定，M_s 越低，室温下得到的残余奥氏体则越多。因此，随着扫描速度增加和激光功率的降低，实验结果中马氏体面积分数增加、残余奥氏体尺寸减小，如图 5 结果所示。但是马氏体含量变化不明显，且为主要相，因此图 8 中参数变化时的衍射峰强度变化不明显。

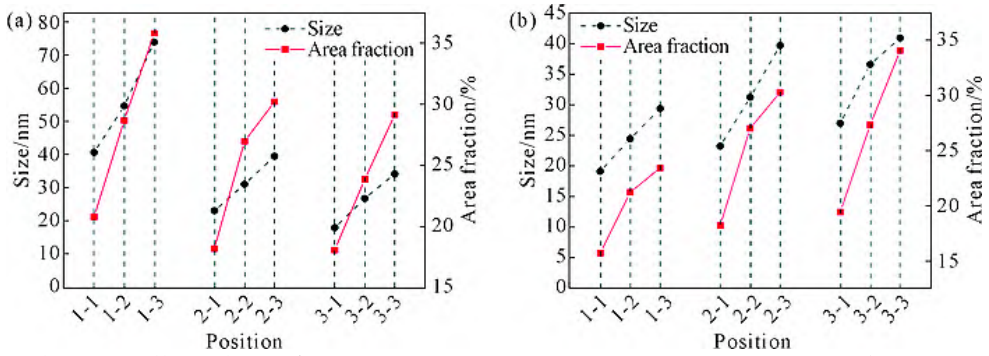


图 7 碳化物的尺寸和面积分数：(a) 激光功率为 2 000 W 时，400、500 和 600 mm/min 下不同沉积层碳化物的尺寸和面积分数；(b) 扫描速度为 500 mm/min 时，1 800、2 000 和 2 200 W 下不同沉积层碳化物的尺寸和面积。(横坐标第一个数字代表扫描速度和激光功率：(a)中 1，2 和 3 分别代表 400、500 和 600 mm/min，(b) 中 1，2 和 3 分别代表 1 800 、2 000 和 2 200 W；第二个数字代表位置：其中 1，2 和 3 分别代表第一、第二和第三沉积层)

Fig.7 Size and area fraction of carbides: (a) size and area fraction of carbides in different deposited layers at 400, 500 and 600 mm/min for a laser power of 2 000 W; (b) size and area fraction of carbides in different deposited layers at 1 800, 2 000 and 2 200 W for a scanning speed of 500 mm/min. (The first numbers in the horizontal coordinates represent the scanning speed and laser power: 1, 2, and 3 in (a) represent 400, 500 and 600 mm/min, respectively; 1, 2, and 3 in (b) represent 1 800, 2 000 and 2 200 W, respectively; and the second number represents the position: 1, 2, and 3 in (a) represent the first, second and third deposited layers, respectively)

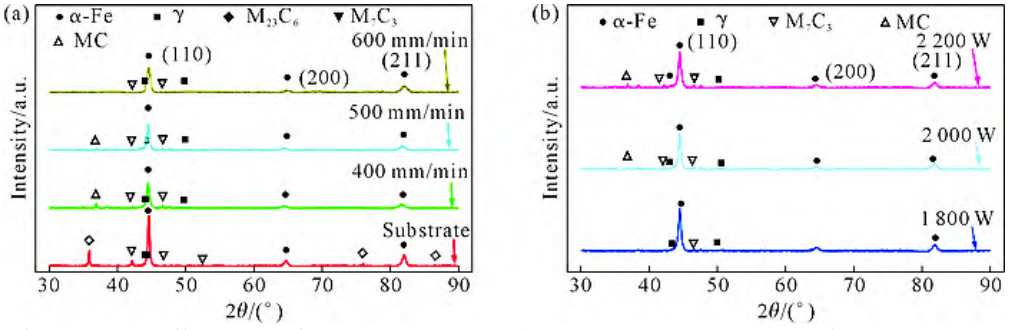


图 8 XRD 图谱：(a) H13 钢基体和激光功率为 2 000 W 时，不同扫描速度下沉积层的 XRD 图谱；(b) 扫描速度为 500 mm/min 时，不同激光功率下沉积层的 XRD 图谱

Fig.8 XRD patterns: (a) XRD patterns of the H13 steel substrate and deposited layers at different scanning speeds when the laser power is 2 000 W; (b) XRD patterns of the deposited layers at different laser powers when the scanning speed is 500 mm/min

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

碳化物的析出和长大与合金元素扩散有关。扫描速度越大和激光功率越小，液态金属冷却速度越大，非平衡凝固加重，合金元素从奥氏体中扩散时间更少，固溶在奥氏体中的合金元素越多，后续冷却时更少合金元素以碳化物形式析出[26-27]，导致碳化物析出数量减少，对应在 XRD 图谱中观察到的碳化物衍射峰的强度降低。快速冷却时，碳化物形核数量多、生长时间短，所以最终形成的尺寸较小。与图 3 中基体回火析出的碳化物相比，沉积层中碳化物更细小，平均尺寸小于 100 nm，如图 6 所示。逐层沉积过程中，热量累积降低了熔池温度梯度，从而降低了后续沉积层冷却速度，同时更有利于合金元素扩散。所以随着沉积层数增加，碳化物的面积分数和尺寸均增大。

2.2 力学性能

不同参数下沉积试样截面硬度分布如图 9 所示。分析可知，沉积层平均硬度在 570~610 $HV_{0.3}$ 之间，明显高于基体(420 $HV_{0.3}$)，这是由于 LMD 组织主要为细小板条马氏体，其高硬度的特点对合金的硬度有决定性的作用。马氏体中的合金元素原子引起强烈点阵畸变，形成高密度位错，阻碍位错运动[28]，从而抵抗外力作用下的局部塑性变形，提高合金硬度。对于热影响区，随着与基体表面的距离增加，板条马氏体不断减少，晶粒粗化，导致其硬度降低，并且其中存在一个最低硬度区域。

进一步分析可知，沉积层平均硬度随着扫描速度增加和激光功率的降低而提高。这是由于如前所述，冷却速度随着扫描速度增加和激光功率减小而增加，使得马氏体数量增多、尺寸细化，组织抵抗局部塑性变形能力更强，所以硬度更高。随着激光功率减少，沉积层平均硬度提高 3%~5%。第一沉积层在温度较低的基体上形成，此处温度梯度最大、冷却速度最快，所以形成更多细小板条马氏体，使得硬度较高。随着沉积过程不断进行，沉积层数增加使得热量不断累积，温度梯度减小、冷却速度下降，马氏体尺寸粗化，中部沉积层硬度有所降低。然而冷却速度降低有利于碳化物析出[29]，碳化物面积分数增大，析出强化效果更明显，使得试样顶部硬度有所提高。同理，因为热影响区硬度受熔池传导到基体上部的热量影响，因此在高扫描速度和低激光功率时对基体的软化效果会减弱。

表 3 显示了基体与不同扫描速度下(激光功率为 2 000 W)沉积层拉伸性能。与基体对比，沉积层的屈服强度和抗拉强度有明显提升，而塑性有所下降。由于沉积层组织为细小板条马氏体，内部具有高密度位错，对位错运动有阻碍作用，而且析出的细小碳化物同样能阻碍位错的运动[25]，所以沉积层组织具有比基体更高的强度。

表3 基体与不同扫描速度下(P=2 000 W)LMD和LMD–SUB试样的拉伸性能

Tab.3 The tensile properties of the substrate and LMD and LMD–SUB samples at different scanning speeds for a laser power of 2 000 W

Scanning speed /(mm·min^{-1})	LMD yield strength /MPa	LMD tensile strength /MPa	LMD elongation /%	LMD-SUB bonding strength /MPa
Substrate	1 081±16	1 483±11	10.5±0.5	-
400	1 129±23	1 681±30	7.3±0.5	1 409±17
500	1 415±39	1 869±45	6.8±0.3	1 290±22
600	1 308±50	1 721±22	6.4±0.3	1 131±14

随着扫描速度增加，沉积层屈服强度和抗拉强度先增加后减小，而塑性则一直减小。这是由于随着扫描速度增加，强度高的马氏体数量增多、尺寸细化。当扫描速度从 500 mm/min 增加到 600 mm/min 时，组织中的冶金缺陷不断增多，如图 4b~c 所示，拉伸过程中缺陷处由于应力集中首先成为裂纹源，局部组织失效加快断裂的进程，导致强度有所下降[30]。所以，相比于 500 mm/min 时制得的沉积层，当扫描速度为 600 mm/min 时 LMD H13 钢抗拉强度和屈服强度分别降低 8%和 16%。

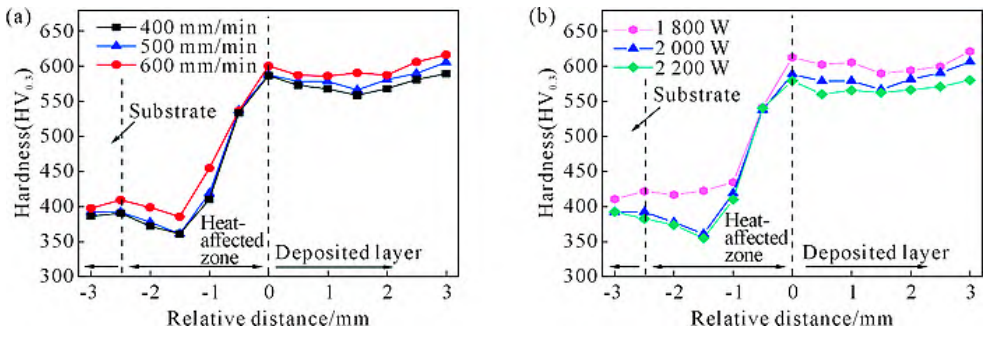


图 9 沉积试样截面硬度分布：(a) 激光功率为 2 000 W 时，不同扫描速度下的硬度分布；(b) 扫描速度为 500 mm/min 时，不同激光功率下的硬度分布

Fig.9 Cross-sectional hardness distribution of the deposited specimens: (a) hardness distribution at different scanning speeds when the laser power is 2 000 W; (b) hardness distribution at different laser powers when the scanning speed is 500 mm/min

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

图 10 为 LMD 试样拉伸断口形貌。不同扫描速度下，图 10a~c 的断口形貌中除了解理面，还可观察到弯曲的撕裂棱，表明试样均出现准解理断裂。准解理断裂过程中，首先在不同部位同时产生解理小平台，随后在外加应力作用下，解理裂纹不断长大，最后以塑性的方式撕裂残余连接部分形成撕裂棱。进一步分析可知，随着扫描速度增加，组织中马氏体增多，塑性变低，所以可以观察到撕裂棱数量减少、尺寸变短。

表 4 为不同激光功率下(扫描速度为 500 mm/min)沉积层的拉伸性能。分析可知，随着激光功率增加，沉积层的强度提高约 34%，塑性提高约 2%。组织致密度随着激光功率增加不断提高，降低了拉伸过程中局部薄弱处应力集中导致提前开裂的几率，加上碳化物数量不断增加，所以沉积层的强度随着激光功率增加而提高。塑性提高则是由于组织中马氏体数量减少。图 10b, d 和 e 为不同激光功率下(扫描速度为 500 mm/min)LMD 试样拉伸断口形貌，均表现出准解理断裂，并且随着激光功率增加，撕裂棱尺寸更大，韧窝数量更多，表明沉积层塑性不断提高。

表 4 扫描速率为 500 mm/min，不同激光功率下 LMD 和 LMD–SUB 试样拉伸性能

Tab.4 Tensile properties of LMD and LMD–SUB specimens under different laser powers at scanning speed of 500 mm/min

Laser power /W	LMD yield strength /MPa	LMD tensile strength /MPa	LMD elongation /%	LMD-SUB bonding strength /MPa
1 800	1 197±42	1 533±16	3.9±0.1	880±30
2 000	1 415±39	1 869±45	6.8±0.3	1 290±22
2 200	1 431±16	2 054±30	6.9±0.3	1 391±12

由表 3 可知，当激光功率保持不变时，随着扫描速度由 400 mm/min 增加到 600 mm/min，沉积层与基体的结合强度降低约 20%。不同扫描速度下(激光功率为 2 000 W)的 LMD-SUB 试样断裂位置与断口形貌如图 11a~c 所示，其中 400 mm/min 时断裂起源于基体一侧的热影响区，而 500 和 600 mm/min 时断裂均起源于结合区域。扫描速度较低时，单位时间内输入熔池的热量更多，熔池温度更高，液态金属流动性更好，从而提高其在基体表面的润湿性[31]，结合区域中出现的孔洞减少；同时冷却速度较低，使得组织中热应力较低，有利于减少热裂纹的数量，所以沉积层与基体能形成较好的冶金结合。对比于沉积层，基体具有更低的强度和更好的塑性，所以在屈服阶段以后基体一侧产生更显著的塑性变形，出现明显的颈缩现象。相比于远离沉积层的基体，热影响区中的组织粗化、硬度有所下降，并且存在一个硬度最低区域，如图 9a 所示。这使得裂纹倾向于在热影响区域起源，导致 LMD-SUB 试样抗拉强度低于基体。如图 11a 所示，试样为典型的韧性断裂，在对应的图 11d 的断口形貌中可以观察到大量细小的韧窝。随着扫描速度增加，熔池温度下降，冷却速度加快，液态金属润湿性降低，结合区域中的孔洞和微裂纹增多，影响沉积层与基体的结合，导致结合区域成为断裂起源，结合强度下降。600 mm/min 时，在拉伸断口中的局部区域还可观察到完整的晶粒，说明沉积层与基体在较低输入热量和较高冷却速度下无法形成有效的冶金结合，导致

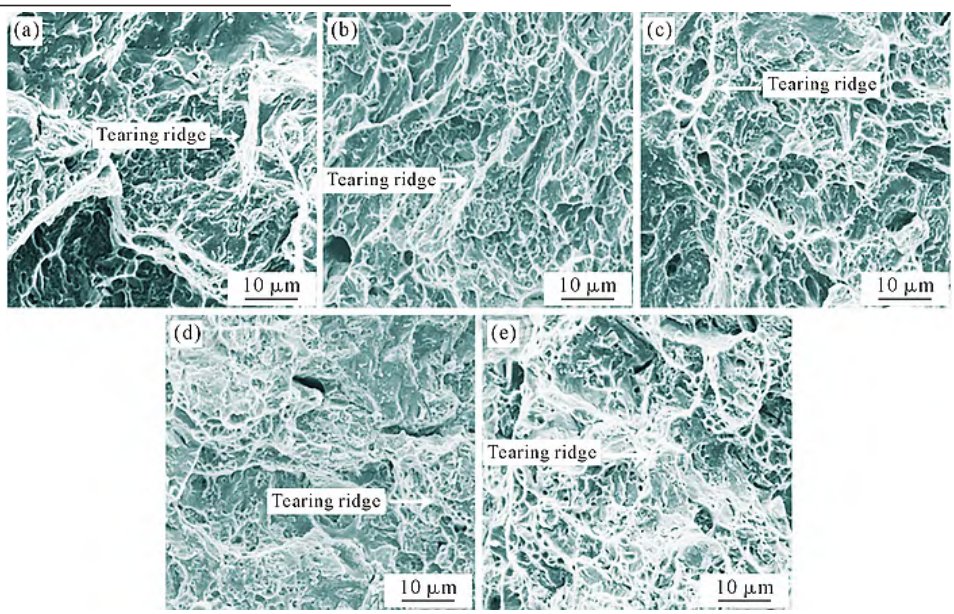


图 10 不同参数下 LMD 试样拉伸断口形貌：(a) 2 000 W, 400 mm/min; (b) 2 000 W, 500 mm/min; (c) 2 000 W, 600 mm/min; (d) 1 800 W, 500 mm/min; (e) 2 200 W, 500 mm/min

Fig.10 Tensile fracture morphology of LMD specimens at different parameters: (a) 2 000 W, 400 mm/min; (b) 2 000 W, 500 mm/min; (c) 2 000 W, 600 mm/min; (d) 1 800 W, 500 mm/min; (e) 2 200 W, 500 mm/min

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

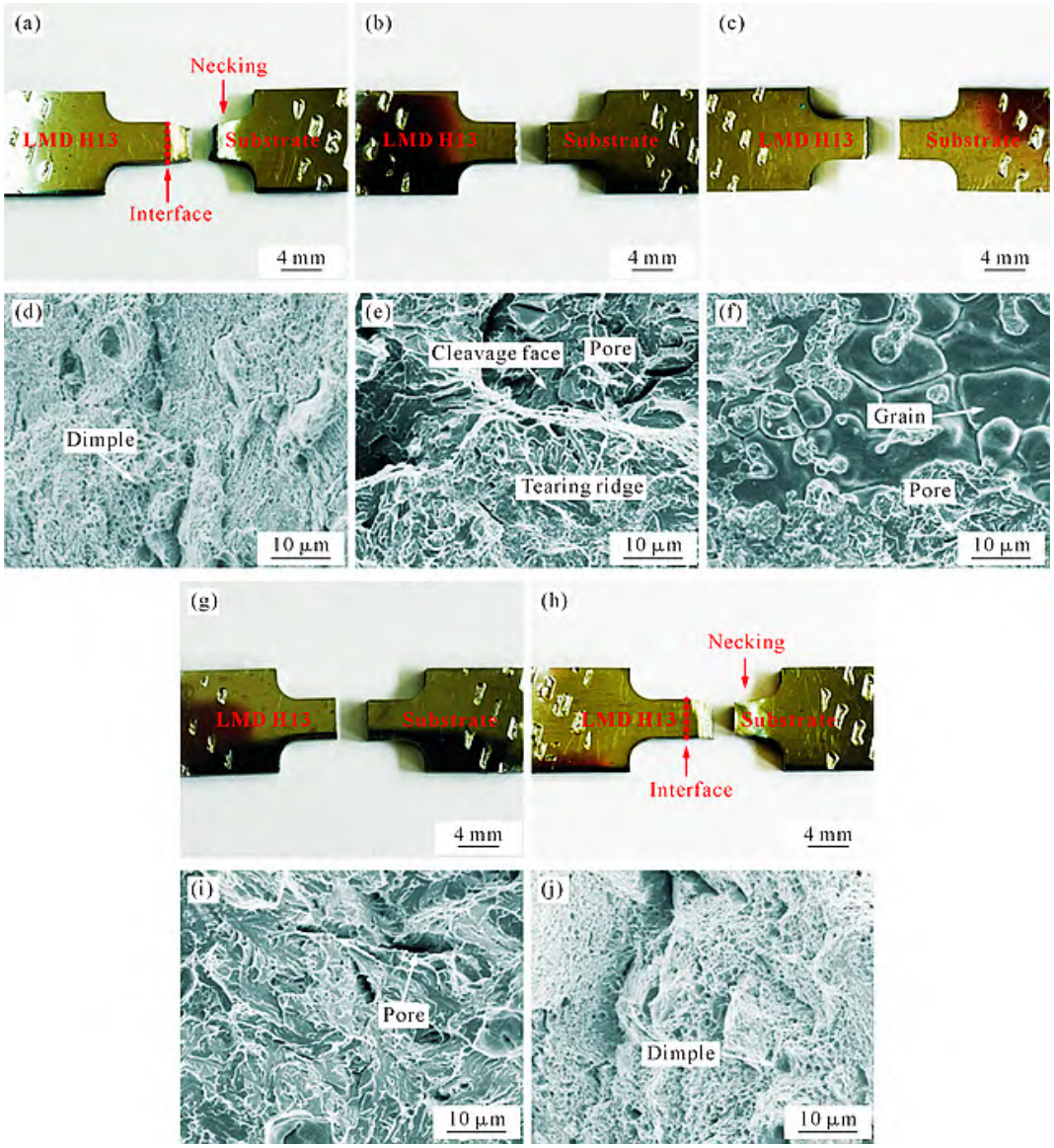


图 11 不同参数下 LMD-SUB 试样断裂位置与断口形貌：(a, d) 2 000 W, 400 mm/min; (b, e) 2 000 W, 500 mm/min; (c, f) 2 000 W, 600 mm/min; (g, i) 1 800 W, 500 mm/min; (h, j) 2 200 W, 500 mm/min

Fig.11 Fracture positions and morphologies of LMD-SUB samples under different parameters: (a, d) 2 000 W, 400 mm/min; (b, e) 2 000 W, 500 mm/min; (c, f) 2 000 W, 600 mm/min; (g, i) 1 800 W, 500 mm/min; (h, j) 2 200 W, 500 mm/min

结合强度显著下降。

同时根据表 4 分析可知，当扫描速度保持不变时，随着激光功率增加，沉积层与基体的结合强度提高约 58%。图 11b, e, g~j 显示了不同激光功率下(扫描速度为 500 mm/min) LMD-SUB 试样断裂位置与断口形貌。较低激光功率导致第一沉积层凝固后由于熔合不足在结合区域中出现了更多缺陷，导致沉积层与基体无法形成强力的冶金结合，所以在孔等缺陷处产生应力集中开裂，使得结合强度更低。激光功率的提高能有效改善液态金属的流动性，提高组织致密度，所以 LMD-SUB 试样的强度和塑性变形的程度提高，在断口中可观察到明显的撕裂棱，如图 11e 所示。当激光功率达到 2 200 W 时，沉积层与基体结合情况进一步改善。然而输入热量增多使得基体上部热影响区被软化程度提高，使热影响区中存在一个最低硬度区域，如图 9b 所示，最终导致裂纹起源位置由结合区域转移至热影响区。同时在图 11j 的断口中可观察到大量细小的韧窝，表明试样为典型的韧性断裂。

3 结论

(1)激光功率一定时，冷却速度随着扫描速度增加而提高，沉积层中马氏体尺寸减小、数量增加，强度和硬度提高。当扫描速度进一步提高到 600 mm/min 时，组织中缺陷增多，加快了断裂的过程，导致沉积层强度下降。缺陷和马氏体增多使得组织塑性降低，沉积层表现为准解理断裂。

(2)扫描速度一定时，冷却速度随着激光功率增加而降低，沉积层中马氏体数量减少，硬度降低、塑性提高。激光功率增加能提高熔池温度，改善液态金

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

属的流动性，沉积层中孔洞减少、组织致密性提高，加上碳化物数量增多，所以沉积层强度提高，表现为准解理断裂。

(3)随着扫描速度增加，沉积层与基体的结合强度不断下降，由发生于热影响区的韧性断裂转变为结合区域的脆性断裂；随着激光功率增加，沉积层与基体的结合不断改善，两者结合强度不断提高，断裂起源位置从结合区域转移到热影响区。

参考文献：

[1] PETER I, ROSSO M, GOBBER F S. Study of protective coatings for aluminum die casting molds[J]. Applied Surface Science, 2015, 358: 563-571.

[2] 顾冬冬，张红梅，陈洪宇，张晗，席丽霞. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. 中国激光，2020, 47(5): 24-47.
GU D D, ZHANG H M, CHEN H Y, ZHANG H, XI L X. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 24-47.

[3] SABOORI A, AVERSA A, MARCHESE G, BIAMINO S, LOMBARDI M, FINOP. Application of directed energy deposition-based additive manufacturing in repair[J]. Applied Science, 2019, 9(16): 3316.

[4] 候静宇，李正阳，蒋华臻，姚少科. 基于无量纲工艺图的激光熔化沉积制备 Ti6Al4V 工艺与性能研究[J]. 中国激光，2022, 49(2): 135-146.
HOU J Y, LI Z Y, JIANG H Z, YAO S K. Process and properties of Ti6Al4V manufactured using laser melting deposition with dimensionless processing diagram[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(2): 135-146.

[5] SHAMSAEI N, YADOLLAHI A, BIAN L, THOMPSONS M. An overview of direct laser deposition for additive manufacturing; Part II: Mechanical behavior, process parameter optimization and control[J]. Additive Manufacturing, 2015, 8: 12-35.

[6] KHALID IMRAN M, MASOOD S H, BRANDT M. Direct metal deposition of H13 tool steel on copper alloy substrate: Parametric investigation[J]. Lasers in Manufacturing and Materials Processing, 2015, 2: 242-260.

[7] TELASANG G, DUTTA MAJUMDAR J, PADMANABHAM G, TAK M, MANNA I. Effect of laser parameters on microstructure and hardness of laser clad and tempered AISI H13 tool steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2014, 258: 1108-1118.

[8] 李洪波，郭猛，王琳，邓成旭，骆俊廷. H13/Ni/WC 混合粉末梯度熔覆层的激光熔覆制备及耐磨性研究[J]. 激光与光电子，2021, 58(3): 236-243.
LI H B, GUO M, WANG L, DENG C X, LUO J T. Laser cladding preparation and wear resistance of H13/Ni/WC hybrid powder gradient cladding layer[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2021, 58 (3): 236-243.

[9] ZHANG X C, SUN C, PAN T, FLOOD A, ZHANG Y L, LI L, LIOU F. Additive manufacturing of copper-H13 tool steel bi-metallic structures via Ni-based multi-interlayer[J]. Additive Manufacturing, 2020, 36: 101474.

[10] ASHBY M F, EASTERLING K E. The transformation hardening of steel surfaces by laser beams—I. Hypo-eutectoid steels[J]. Acta Metallurgica, 1984, 32(11): 1935-1937, 1939-1948.

[11] ION J C. Laser processing of engineering materials[M]. Oxford: Butterworth-Heinemann Press, 2005.

[12] NAVEED AHSAN M, BRADLEY R, PINKERTON A J. Micro-computed tomography analysis of intralayer porosity generation in laser direct metal deposition and its causes[J]. Journal of Laser Applications, 2011, 23(2): 022009.

[13] WOLFF S J, LIN S, FAIERSON E J, LIU W K, WAGNER G J, CAO J. A framework to link localized cooling and properties of directed energy deposition (DED)-processed Ti-6Al-4V[J]. Acta Materialia, 2017, 132: 106-117.

[14] 董志宏，亢红伟，谢玉江，迟长泰，彭晓. Cr 含量对激光增材制造 12CrNi2 合金钢的组织结构的影响[J]. 材料研究学报，2018, 32 (11): 827-833.
DONG Z H, KANG H W, XIE Y J, CHI C T, PENG X. Effect of Cr-content on microstructure of 12CrNi2 alloy steel prepared by laser additive manufacturing[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2018, 32(11): 827-833.

[15] 赵明皇. 激光增材制造 H13 工具钢热行为及微观结构研究[D]. 北京：北京化工大学，2020.
ZHAO M H. Study on thermal behavior and microstructure of H13 tool steel fabricated by laser additive manufacturing[D]. Beijing: Beijing University of Chemical Technology, 2020.

[16] VANDENBROUCKE B, KRUTH J. Selective laser melting of biocompatible metals for rapid manufacturing of medical parts [J]. Rapid Prototyping Journal, 2007, 13(4): 196-203.

[17] LEUNG C L A, MARUSSI S, ATWOOD R C, TOWRIE M, WITHERS P J, LEEP D. In situ X-ray imaging of defect and molten pool dynamics in laser additive manufacturing[J]. Nature Communications, 2018, 9: 1355.

[18] COTTAM R, WANG J, LUZIN V. Characterization of microstructure and residual stress in a 3D H13 tool steel component produced by additive manufacturing[J]. Journal of Materials Research, 2014, 29: 1978-1986.

[19] TELASANG G, DUTTA Majumdar J, PADMANABHAM G, MANNA I. Wear and corrosion behavior of laser surface engineered AISI H13 hot working tool steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2015, 261: 69-78.

[20] ZHAO X, LV Y H, DONG S Y, YAN S X, HE P, LIU X T, LIU Y X, LIN T S, XU B S. The effect of thermal cycling on direct laser-deposited gradient H13 tool steel: Microstructure evolution, nanoprecipitation behaviour, and mechanical properties[J]. Materials Today Communications, 2020, 25: 101390.

[21] BOHLEN A, FREIßE H, Hunkel M, VOLLERTSENF. Additive manufacturing of tool steel by laser metal deposition[J]. Procedia CIRP, 2018, 74: 192-195.

[22] ZHANG J, YU M J, LI Z Y, LIU Y, ZHANG Q M, JIANG R, SUN S F. The effect of laser energy density on the microstructure, residual stress and phase composition of H13 steel treated by laser surface melting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 856: 158168.

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

[23] CHEN C J, YAN K, QIN L L, ZHANG M, WANG X N, ZOU T, HU Z R. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser additively manufactured AISI H13 tool steel [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2017, 26: 5577-5589.

[24] COLAÇO R, VILAR R. Effect of laser surface melting on the tempering behaviour of Din X42Cr13 stainless tool steel [J]. Scripta Materialia, 1997, 38(1): 107-113.

[25] TELASANG G, DUTTA-MAJUMDAR J, PADMANABHAM G, MANNA I. Structure-property correlation in laser surface treated AISI H13 tool steel for improved mechanical properties [J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 599: 255-267.

[26] MAO M T, GUO H J, WANG F, SUN X L. Effect of cooling rate on the solidification microstructure and characteristics of primary carbides in H13 steel[J]. ISIJ International, 2019, 59(5): 848-857.

[27] NING A G, GAO R, YUE S, GUO H J, LI L X. Effects of cooling rate on the mechanical properties and precipitation behavior of carbides in H13 steel during quenching process [J]. Materials Research Express, 2020, 8(1): 016503.

[28] YAN G H, HUANG X M, WANG Y Q, QIN X G, YANG M, CHU Z M, JIN K. Effects of heat treatment on mechanical properties of H13 steel[J]. Metal Science and Heat Treatment, 2010, 52: 393-395.

[29] SELCUK C. Laser metal deposition for powder metallurgy parts[J]. Powder Metallurgy, 2011, 54(2): 94-99.

[30] GU D D, MEINERS W, WISSENBACH K, POPRAWE R. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms [J]. International Materials Reviews, 2012, 57(3): 133-164.

[31] GU D D. Laser additive manufacturing of high-performance materials[M]. Berlin: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2015.

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net