

激光增材制造 24CrNiMo 合金钢显微组织特征

Microstructure features of 24CrNiMo
alloy steel fabricated by laser
additive manufacturing

徐昀华¹, 张春华¹, 张松¹, 乔瑞庆¹, 张静波²

(1 沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110870;

2 沈阳大陆激光技术有限公司, 沈阳 110136)

XU Yun-hua¹, ZHANG Chun-hua¹, ZHANG Song¹,

QIAO Rui-qing¹, ZHANG Jing-bo²

(1 School of Materials Science and Engineering, Shenyang

University of Technology, Shenyang 110870, China;

2 Shenyang Dalu Laser Technology Corporation,

Shenyang 110136, China)

摘要: 采用激光选区熔化技术和激光熔化沉积技术制备 24CrNiMo 合金钢单道和块体样品, 研究两种激光辐照条件下 24CrNiMo 低合金钢的相组成、微观组织、织构特征和显微硬度。结果表明: 两种方法制备的 24CrNiMo 合金试样的相组成均为 α -Fe 相以及少量的 Fe_3C ; SLM 成形单道沉积样品的晶粒取向随机、无序, 无明显的择优取向, 而 LMD 成形单道沉积样品的择优取向为 (110)〈101〉面织构; SLM 成形块体样品的晶粒在平行于沉积方向上存在较弱的〈111〉织构, LMD 成形块体样品的晶粒存在外延生长取向为〈111〉的强织构; SLM 成形试样的显微组织主要为下贝氏体, 而 LMD 成形试样的显微组织以板条贝氏体为主; 具有细小晶粒和下贝氏体组织的 SLM 成形试样的平均显微硬度高于 LMD 试样。

关键词: 激光选区熔化; 激光熔化沉积; 24CrNiMo 合金钢; 显微组织; 织构

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2020.000184

中图分类号: TG142.45 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2020)11-0147-08

Abstract: Herein, the single-track and block samples of 24CrNiMo alloy steel were prepared by selective laser melting (SLM) technology and laser melting deposition (LMD) technology. The phase composition, microstructure, texture types and micro-hardness of 24CrNiMo low alloy steel under two laser irradiation conditions were studied. The results show that the main phase compositions of 24CrNiMo alloy samples prepared by two methods are α -Fe phase and a small amount of Fe_3C . Furthermore, the grain orientation of SLM single-track deposited sample is random and disordered, and there is no obvious preferred orientation. However, the preferred orientation of LMD single-track deposited sample is the (110)〈101〉 plane texture. The grain of SLM block sample has weak 〈111〉 texture parallel to the deposition direction, LMD block sample has strong texture with the 〈111〉 epitaxial growth orientation. Additionally, the main microstructure of as-built SLM sample is lower bainite, and the microstructure of as-deposited LMD sample mainly consists of lathbainite. The average micro-hardness SLM sample with fine grain and lower bainite microstructure is higher than that of LMD sample.

Key words: selective laser melting; laser melting deposition; 24CrNiMo alloy steel; microstructure; texture

24CrNiMo 钢是具有优异力学性能的高强度低合金 (HSLA) 钢之一, 它具有较高的极限拉伸强度, 良好

的断裂韧度和热稳定性, 被广泛应用于高铁制动盘的制造^[1-3]。制动盘是确保高铁安全运行的关键部件之

一,其直径超过 600 mm,并且内部含有许多复杂的冷却肋和散热肋。传统的制动盘制造多是采用铸锻结合的“减材”制造方式,其工艺繁琐,材料利用率低,且生产周期长^[4-5]。

激光熔化沉积(laser melting deposition, LMD)是一种广泛用于快速制造和修复金属零件的增材制造技术^[6-7]。LMD期间,通过高能量密度的激光辐照来形成熔池,金属粉末通过同轴喷嘴传送到基板或上一层的熔池中,辅助计算机程序控制激光束沿着预先设计的路径逐层构建样件^[8]。由于冷却速率高,LMD零件具有优异的力学性能,甚至优于通过传统方法制造的零件^[9]。激光选区熔化(selective laser melting, SLM)技术,利用三维计算机辅助制造(CAD)模型对精密的金属部件进行加工,无需模具,生产自由度高,可直接获得近净成形的零件,在复杂和高性能金属零件的制造领域具有广阔的应用前景^[10-11]。近两年来,关于激光增材制造 24CrNiMo 合金钢的报道日益增多:Zuo 等^[12]研究了通过激光选区熔化 24CrNiMo 合金钢零件的组织演变,发现扫描速率对所制造的 24CrNiMo 零件不同位置的微观结构演变有一定影响;Zhao 等^[13]认为 24CrNiMo 合金钢激光熔化沉积样品的微观结构、织构和力学性能会受到层间制造的时间间隔和沉积层间扫描策略的影响。前期的研究大部分集中在激光功率、扫描速率和扫描策略等加工工艺参数对微观结构演变的影响上,而关于采用同样合金成分粉末而熔化沉积方式不同的样品,其晶体学取向等微观组织结构的变化则鲜有报道。在激光辐照的过程中,晶粒的生长方向、组织特征以及晶体学取向对所制备的试件的力学性能会有一定程度的影响,但这方面的研究则较少。

本工作通过采用 LMD 及 SLM 两种激光辐照方式对 24CrNiMo 粉体材料进行成形加工,对两种工艺制备的单道及块状成形样品的相组成、晶体学取向、微观组织和显微硬度进行分析研究,为激光增材制造低合金钢构件的工业化应用提供理论依据。

1 实验材料与方法

LMD 成形实验采用 YLS-6000 型光纤激光器(波长为 1070 nm),光斑直径为 4 mm,该设备主要由同轴送粉系统、控制系统、激光发射系统、冷却系统和工作室组成。成形过程中,粉末采用同轴送粉的方式由高纯度氩气进行输送,同时工作室内采用纯度为

99.99%的氩气作为保护气,以建立氧气含量低于 1.8×10^{-5} 的氩气保护环境,防止沉积试件氧化。SLM 成形采用 ProX-DMP-200 型激光选区熔化设备(波长为 1070 nm),光斑直径为 70 μm ,该设备主要由 5 大部分组成:激光系统,铺粉系统,气氛保护及气体过滤系统,电脑软件控制系统以及冷却系统。实验过程中保护气体采用纯度为 99.99%的氮气,将氧气含量降低到 $1 \times 10^{-5} \sim 2 \times 10^{-5}$ 以下方可开始打印,以防止熔池内材料的氧化。

实验使用气雾化法制备的球形 24CrNiMo 合金钢粉末,SLM 和 LMD 所用粉末粒径范围为 20~53 μm 和 53~180 μm ,其成分(质量分数/%)为:C 0.23, Cr 1.02, Ni 1.01, Mo 0.49, Mn 0.99, Si 0.42, O ≤ 0.02 , Fe 余量。24CrNiMo 合金钢粉末形貌及粒径分布如图 1 所示,粉末球形度良好,SLM 和 LMD 所用粉末的平均粒径分别为 45 μm 和 115 μm 。LMD 实验所用的基板为 35CrMo 合金钢板材,使用前用 240# 砂纸进行机械打磨,然后用丙酮进行清洗,烘干备用。SLM 实验所用基板为 316L 不锈钢,实验前用铣床、磨床等进行表面处理,用丙酮清洗表面,烘干后喷砂。成形实验前将基板及粉末放置于真空干燥箱(DZF-6050)中烘干 8 h,温度 80 $^{\circ}\text{C}$ 。通过前期实验的优化,本工作所采用的激光加工工艺参数如表 1 所示,其中 LMD 过程采用往复式蛇形扫描策略,每层打印厚度约为 0.6 mm,所制备试样尺寸为 30 mm \times 30 mm \times 7 mm;SLM 过程采用正交层错式扫描策略,即在激光成形当前粉末层时采用往复式蛇形扫描,打印下一层时激光扫描路径顺时针转动 90 $^{\circ}$,所制备试样尺寸为 30 mm \times 30 mm \times 7 mm。

使用电火花线切割切取沉积试样,经过镶嵌、机械研磨、抛光并用体积分数为 4%的硝酸酒精溶液(4 mL HNO_3 + 96 mL $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$)腐蚀制成标准金相试样;对于电子背散射衍射(EBSD)样品,经过机械抛光后用二氧化硅化学抛光液(颗粒直径为 50 nm)进行精细抛光 2 h,并用酒精清洗吹干制成 EBSD 试样,置于真空干燥箱中备用。使用 GeminiSEM-300 型热场扫描电子显微镜进行 EBSD 实验,之后用 Channel 5 软件对数据进行解析处理。使用 S-3400 型扫描电子显微镜进行显微组织观察。采用 XRD-7000 型 X 射线衍射仪进行相组成分析,其中扫描速率为 4($^{\circ}$)/min,靶材为 $\text{CuK}\alpha$ 靶,波长 λ 为 1.54056 nm。利用 HVS-1000 型显微硬度仪对样品截面的显微硬度进行测定,载荷为 2 N,加载时间为 10 s,每个深度上平行测量 3 次取平均值。

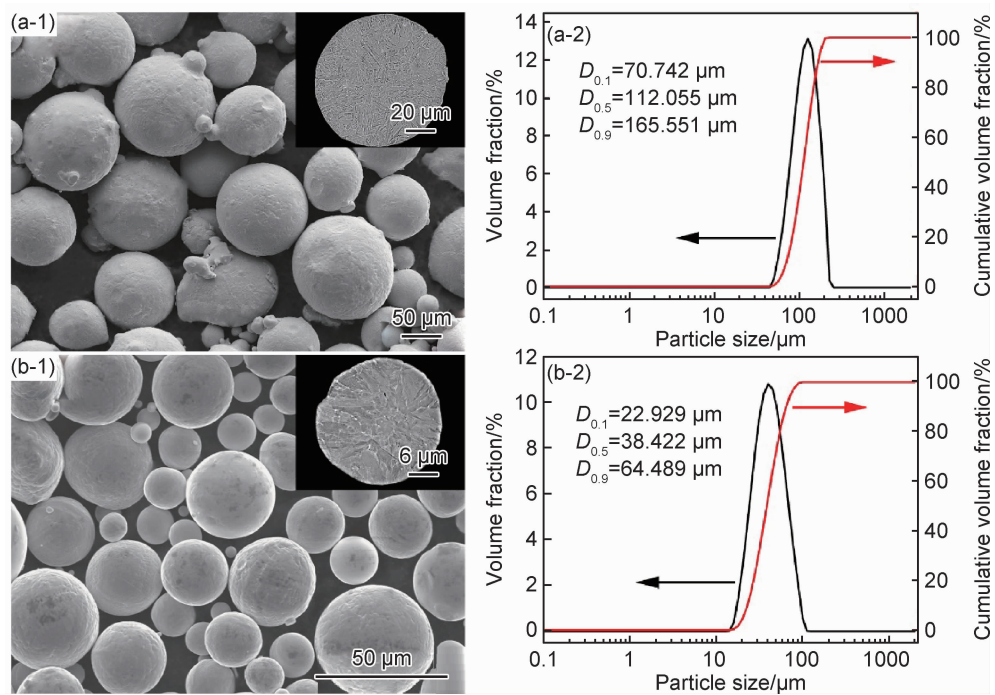


图 1 24CrNiMo 合金钢粉末的形貌(1)和粒径分布(2)

(a)LMD;(b)SLM

Fig. 1 Morphologies (1) and particle size distributions (2) of 24CrNiMo alloy steel powders

(a)LMD;(b)SLM

表 1 LMD,SLM 加工工艺参数		
Table 1 Parameters for LMD and SLM process		
Parameter	Value	
	LMD	SLM
Laser power/W	2200	280
Scanning velocity/(mm · s ⁻¹)	8	2500
Spot diameter/mm	4	0.07
Powder feeding velocity/(g · min ⁻¹)	11	
Hatch spacing/μm		40
Layer thickness/μm		50

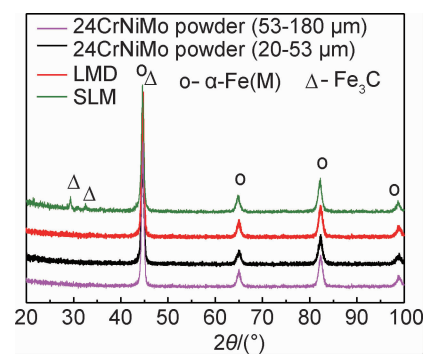


图 2 24CrNiMo 粉体及 SLM 和 LMD 成形试样 X 射线衍射图谱

Fig. 2 X-ray diffraction pattern of 24CrNiMo powders and samples fabricated by SLM and LMD

2 结果与分析

2.1 相组成分析

图 2 为 SLM 和 LMD 成形 24CrNiMo 合金钢 X 射线衍射图谱。分析可知 LMD 成形试样和 24CrNiMo 合金钢粉末的主要相组成为具有体心立方结构的 α -Fe 相,SLM 成形试样的主要相组成也为 α -Fe(M),其中 M 表示 Cr,Ni,Mo 等元素,同时,成形样品中检测到少量的碳化物 Fe_3C 。在激光辐照熔化 24CrNiMo 合金钢粉末过程中,极高的冷却速率促进了 α -Fe(M) 及其碳化物的生成^[14]。而 α -Fe(M) 相可以溶解更多的碳和合金元素,但是碳化物的含量很少,且体积分数低于 5% 的相难以清晰地 XRD 图谱中

显示^[4]。因此可以推测:LMD 试样中也含有少量的 Fe_3C 。此外,在 LMD 试样的 X 射线衍射峰中观察到,与 α -Fe 相(44.673° ,PDF-060696)相比,样品中 α -Fe 衍射峰的布拉格角 2θ 向左发生了偏移。根据布拉格方程^[15]: $2d\sin\theta=n\lambda$ (其中 n 是常数, λ 是 X 射线的波长, d 是原子晶格的晶面间距, θ 是入射射线与散射平面之间的角度),对应于 α -Fe 相的衍射峰向左偏移,即衍射角 2θ 减小,表明对应的晶面距离 d 增加。说明激光诱导的热应力和合金原子的固溶体在 LMD 过程中引起了晶格畸变^[16-17]。根据谢乐(Scherrer)公式^[18]估算样品的平均粒度:

$$D = \frac{K\lambda}{B\cos\theta} \quad (1)$$

式中: D 为晶粒垂直于晶面方向的平均厚度, 即平均粒度, nm; K 为 Scherrer 常数, $K=0.89$; B 为衍射峰的半峰宽。24CrNiMo 钢的粗粉、细粉以及 LMD 和 SLM 成形样品的半峰宽分别为 0.545, 0.586, 0.522, 0.537, 则 24CrNiMo 合金钢细粉的晶粒尺寸小于粗粉的晶粒尺寸, SLM 样品的晶粒尺寸小于 LMD 样品的晶粒尺寸。粉末的晶粒尺寸取决于气体雾化过程中的冷却速率, 在制备过程中, 较小的颗粒球化时间和冷却时间都比较短, 会受到较高冷却速率的影响, 即冷却速率越高, 晶粒尺寸越小(见图 1(b-1)), 异质取向程度相对较低。相反, 较大的颗粒显示出具有较高级度的不同取向的异质晶粒结构(见图 1(a-1))。晶粒的异质取向表明存在大量稳定的晶核, 这可以通过凝固前熔体的过冷度来解释^[19]。

2.2 SLM 和 LMD 成形单道熔池的显微组织特征

图 3 为 SLM 成形 24CrNiMo 合金钢单道样品截面 EBSD 分析结果。从 EBSD 图中可以清晰地分辨出

单个熔池的形貌, 在 SLM 材料的微观组织形貌中经常发现这种熔池痕迹, 这些熔池的形状取决于采用的激光参数及扫描策略。熔池这种近似于字母“V”的形状主要是由于激光能量呈高斯分布, 其中最高的能量值集中在激光束的中心^[20]。对于具有立方结构的晶体, 晶粒倾向于沿 $\langle 100 \rangle$ 方向生长^[21], 而选区单道熔化沉积截面的 EBSD 结果显示无明显的择优取向, 在熔池的中心区域大多数晶粒以 $[101] \sim [111]$ 之间的取向平行于增材方向(\parallel BD, building direction); 在熔池顶部区域, 大多数晶粒主要以 $[001] \sim [111]$ 之间的取向平行于增材方向, 部分晶粒则以 $[101]$ 取向平行于增材方向, 只有极少数的晶粒以 $[111]$ 取向与增材方向平行。这是因为熔池凝固过程中的温度差引起了马兰戈尼对流(Marangoni convection)^[22]以及熔池中动态、交变的周向散热作用使得熔池中的液相晶粒发生了旋转、流动, 导致晶粒的取向随机且排列无序^[23]。从图 3(b)的扫描电子显微镜(SEM)图像中可以观察到明显的马兰戈尼对流的痕迹, 对应于图 3(a), 分析发现有马兰戈尼对流痕迹处的晶粒晶体学取向主要为 $\langle 101 \rangle$ 。

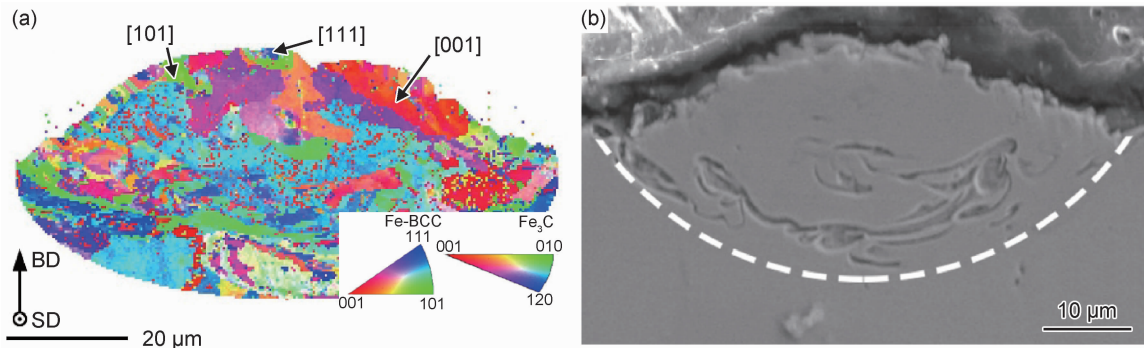


图 3 SLM 成形 24CrNiMo 合金钢单道截面的 EBSD 图(a)和 SEM 图(b)

Fig. 3 EBSD map (a) and SEM image (b) in the cross section of 24CrNiMo alloy steel single track prepared by SLM

图 4 为 LMD 成形 24CrNiMo 合金钢单道截面的 EBSD 分析结果, 图 4(d)~(f)为单道熔池顶部、中部、底部热影响区(heat affected zone, HAZ)3 个位置在较高倍数下的 EBSD 结果。从图 4(a)可以发现, 在热影响区中存在大量的取向随机、排列不规则的晶粒组织; 在接近熔池中心区域的位置, 取向相同的晶粒开始增多; 而在熔池顶部的区域, 则出现了一定的择优取向, 且可以观察到较大晶粒区。与 SLM 的反极图正好相反的是 LMD 显示出了具有一定择优取向的晶粒, 这种差异突显出加工方式和微观结构之间的重要关系。实际上, LMD 成形过程中的熔化及凝固对于理解其微观结构至关重要。在 LMD 成形单道沉积过程中, 由同轴送粉器输送的粉末和高能激光束同时作用在基板上, 彼此充分接触进而形成了高能量密度的熔

池。激光束本身具有一个竖直向下的速度矢量, 熔池在激光束和冲击力的反作用力及液相收缩表面张力的共同作用下, 形成了向下凹陷的熔池形貌。同时也使处于熔池底部的热影响区产生了复杂温度场, 导致大量取向随机且无序的结晶组织的产生。激光束辐照过后进入凝固阶段, 这个过程中, 高温的熔体与低温气体环境产生较大的温差, 引起表面张力梯度, 当这种表面张力梯度超过液相黏滞力, 将会导致熔池中产生马兰戈尼对流, 使得熔池中的溶体向温度较低的熔池上表面处移动, 即产生了指向熔池外表面的速度矢量, 从熔池底部到其外表面, 晶粒取向由无序变为具有一定的择优取向。正如焊接技术中所报道的那样: 最大温度梯度的方向始终垂直于熔池的边界, 并且晶粒更倾向于沿温度梯度的方向生长^[24]。根据 EBSD 的极图和

反极图分析,LMD 成形 24CrNiMo 合金钢单道截面存在一定的择优取向,为 $\langle 110 \rangle \langle 101 \rangle$ 面织构:即大部分晶

粒的 $\langle 110 \rangle$ 面平行于激光单道扫描面, $\langle 101 \rangle$ 方向平行于激光增材方向(\parallel BD)。

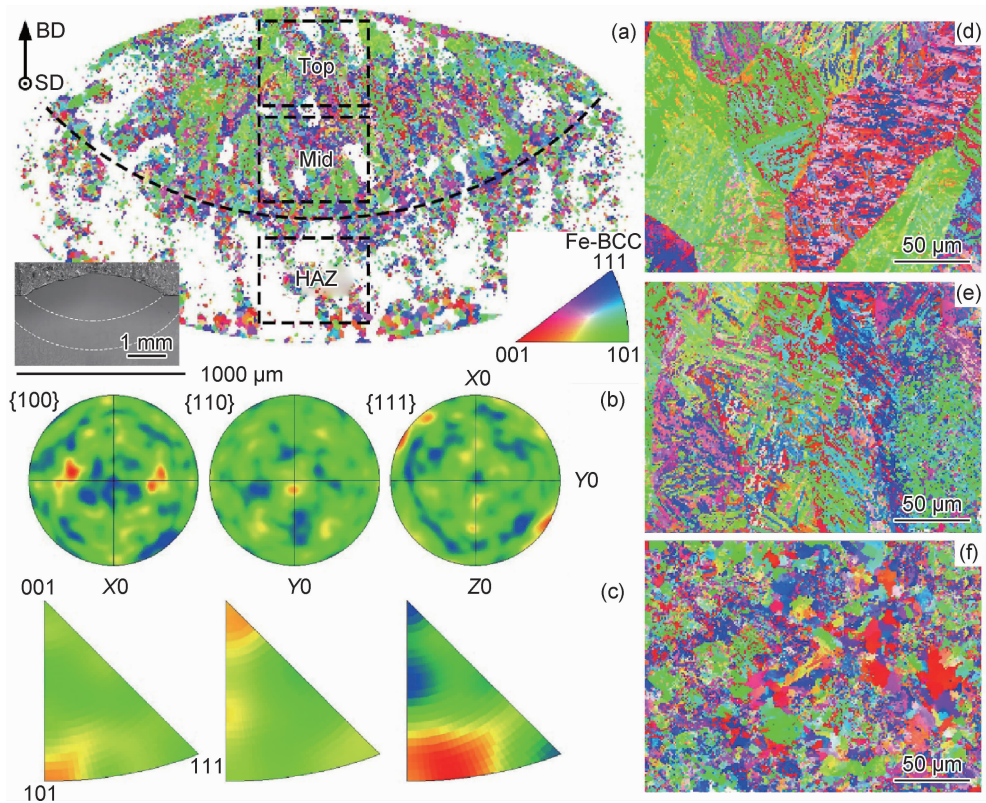


图 4 LMD 成形 24CrNiMo 合金钢单道截面 EBSD 图(a),极图(b)和反极图(c)及图(a)中熔池顶部(d)、中部(e)、热影响区(f)的 EBSD 图

Fig. 4 EBSD map (a), the corresponding pole figures (b) and inverse pole figures (c) in the cross section of 24CrNiMo alloy steel single track prepared by LMD and EBSD figures of top (d), middle(e) and heat affected zone (f) in fig. (a)

2.3 SLM 和 LMD 成形块体样件的显微组织特征

图 5 为 SLM 和 LMD 成形 24CrNiMo 合金钢样品截面 EBSD 分析结果。从图 5(a-1),(a-2),(a-3)可以看出,SLM 成形件的晶体学取向比较随机、无序,从对应的反极图中可以发现在平行于增材方向的 $\langle 111 \rangle$ 取向上存在织构,但其强度很弱。总的来说,SLM 成形件的晶粒分布较随机,这与 SLM 成形单道的 EBSD 结果相符。分析图 5(b-1),(b-2),(b-3)可以发现,LMD 成形件存在明显的强织构(强度为 5 以上),沿激光扫描方向(\parallel SD,scan direction)晶粒的外延生长取向为 $\langle 111 \rangle$,这与 Kang 等^[25]的研究结果一致,是由于两种工艺不同的激光辐照形式以及所使用合金钢粉末的粒径不同所导致。此外,不同成形工艺零件的冷却方式对于其微观结构特征产生较大影响。SLM 零件与基板平面直接接触的同时也与粉末床直接接触,从而大大降低了其冷却速率,因为后者相当于一个绝热体。相反,对于 LMD 过程而言,在朝向基板方向上存在明显的垂直冷却,但是也同时与周围环境气体进行

热交换,特别是最后凝固的溶体沉积层会附加额外的冷却过程。Dinda 等^[26]研究了粉末熔化沉积制造的成形过程,与单道熔化成形相比,LMD 块状样品的成形过程会受到基板与相邻凝固层之间的共同冷却作用,这将导致晶粒以小于 90° 的角度生长,使得织构发生偏转。这也证明了 LMD 成形块状样品与单道样品存在着择优取向的变化。此外,晶粒优先在 $\langle 111 \rangle$ 方向生长,可能是由相变引起的:随着样品快速冷却,奥氏体转变为马氏体,其晶粒延续了先前奥氏体晶粒的晶体学取向,而一些新晶粒未在 $\langle 100 \rangle$ 方向上生长,是因为马氏体为不稳定晶型,激光熔化成形过程中的多次搭接、重熔会产生复杂的温度梯度场,导致晶粒生长相互竞争、交叉而发生变化^[25]。

2.4 显微组织和显微硬度分析

图 6 为 SLM 和 LMD 成形 24CrNiMo 合金钢显微组织。由图 6(a),(b)可知,SLM 成形 24CrNiMo 钢的显微组织主要包括竹叶状的下贝氏体(lower bainite, LB1)、弥散分布的粒状贝氏体(granular

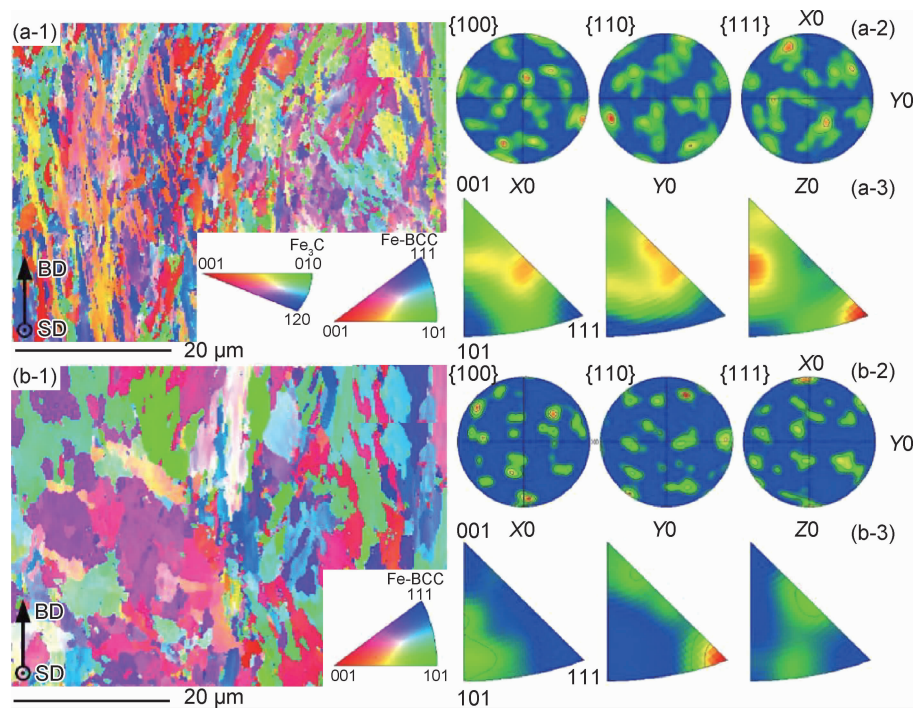


图 5 SLM 和 LMD 成形 24CrNiMo 块体样品截面 EBSD 分析(1-EBSD 图;2-极图;3-反极图)
(a)SLM;(b)LMD

Fig. 5 EBSD analysis in the cross section of 24CrNiMo block sample prepared by SLM and LMD (1-EBSD map;2-pole figure;3-inverse pole figure) (a)SLM;(b)LMD

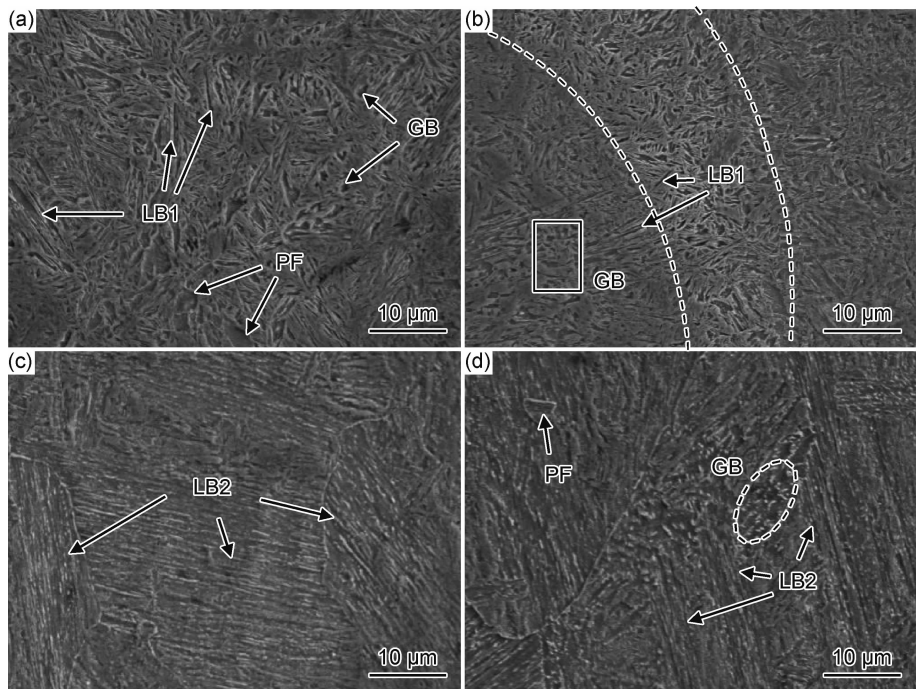


图 6 24CrNiMo 合金钢的显微组织形貌
(a),(b)SLM 成形块体样品;(c),(d)LMD 成形块体样品

Fig. 6 Microstructures of 24CrNiMo alloy steel
(a),(b)block sample of SLM;(c),(d)block sample of LMD

bainite, GB) 以及少量的块状先共析铁素体 (proeutectoid ferrite,PF)。下贝氏体组织呈片状、针

状或竹叶状,互成一定角度,并且分布弥散。从图 6 (b)中可以分辨出组织相对粗大的二次熔化区,这是

两条熔道的搭接区。由于激光束的重复辐照,该区域原子排列仍保持高能量状态,因此沉淀相易于在该区域形成^[27]。根据图 6(c),(d),从 LMD 成形 24CrNiMo 钢的显微组织中可以观察到大量的细条状铁素体,排列基本平行且紧密,与 EBSD 分析结果中 LMD 组织存在一定的生长取向相对应,这是典型的板条贝氏体(lath bainite, LB2)组织。此外,还可以观察到少量的先共析铁素体组织以及粒状贝氏体富集区。

图 7 为 SLM 和 LMD 成形 24CrNiMo 合金钢试样截面显微硬度分布曲线。成形试样的平均显微硬度分别为 $(478 \pm 6) \text{HV}_{0.2}$ 和 $(377 \pm 8) \text{HV}_{0.2}$,SLM 试样的平均显微硬度高于 LMD 试样。这是因为和板条贝氏体相比,下贝氏体中的渗碳体弥散分布在铁素体基体中,铁素体的过饱和度以及位错密度均较大,使得下贝氏体具有较高的强度和硬度以及良好的塑性和韧性,综合性能较好。此外,根据两个试样的 EBSD 解析结果(见图 5)得知,SLM 试样的平均晶粒尺寸为 $0.875 \mu\text{m}$,LMD 试样的平均晶粒尺寸为 $1.897 \mu\text{m}$,而精细的晶粒总是表现出较好的显微硬度。并且,由 XRD 分析结果得知 SLM 样品中含有少量的增强相 Fe_3C ,根据解析 EBSD 相分布的结果,LMD 样品中存在 Fe_3C ,这验证了之前 LMD 试样中也含有少量的 Fe_3C 的推测,但其体积分数仅为 0.8%。所以,由于下贝氏体的存在以及细晶强化和固溶强化的双重作用,使得 SLM 制备 24CrNiMo 合金钢的硬度高于 LMD 试样的平均显微硬度。另外,可以注意到 SLM 试样的截面硬度分布比较均匀,这是因为 SLM 过程中对前一层的再辐照和较强的回火效果,使得回火区域往往具有均匀的硬度分布。而试样顶部位置的显微硬度出现了小数值的提升(在距表面 $0.3 \mu\text{m}$ 的截面显微硬度为 $(481 \pm 8) \text{HV}_{0.2}$),是因为顶部区域没有明显的回火作用并且残余应力没有完全释放造成的。LMD 试样顶部区域的截面显微硬度高于中部区域,这

是因为随着沉积层的逐渐增加,后续的沉积层对前一层的加热导致强化相的析出逐渐增多,逐层积累使热循环叠加,因而强化相的析出也越来越多,使得硬度逐渐提高。当层数增加到一定值时,强化相的析出与重新熔入达到动态平衡,进入稳定的状态,即硬度值不会持续增加。此外,Ran 等^[28]发现顶部区域由于较快的冷却速率而存在马氏体,从而导致较高的显微硬度。值得注意的是,LMD 试样表现出较高的截面显微硬度差异,这可能是非均匀的显微组织和内部存在的强化相导致的^[29]。

3 结论

(1) 24CrNiMo 合金粉末的主要相成分为 $\alpha\text{-Fe}$, LMD,SLM 试样的相成分主要由 $\alpha\text{-Fe}$ 和少量的 Fe_3C 组成。

(2) SLM 成形单道熔池内部晶粒取向分布随机、形态不规则,无明显的择优取向,而 LMD 成形单道熔池存在一定的择优取向:为 $\langle 110 \rangle \langle 101 \rangle$ 的面织构。SLM 块体试样存在强度微弱的 $\langle 111 \rangle \langle // \text{BD} \rangle$ 织构,而 LMD 块体样品的内部晶粒存在外延生长取向为 $\langle 111 \rangle \langle // \text{SD} \rangle$ 的强织构。

(3) 24CrNiMo 合金钢 SLM 成形试样的主要显微组织为下贝氏体和少量的粒状贝氏体及先共析铁素体,而 LMD 成形试样的显微组织主要包括板条贝氏体、粒状贝氏体以及少量的先共析铁素体。

(4) 由于高的冷却速率,24CrNiMo 合金钢 SLM 和 LMD 成形试样均有较小的晶粒,平均晶粒尺寸分别为 $0.875 \mu\text{m}$ 和 $1.897 \mu\text{m}$ 。由于具有下贝氏体组织以及细小的晶粒,SLM 成形试样的平均显微硬度高于 LMD 成形试样。

参考文献

- [1] LI Z Q, HAN J M, LI W J, et al. Low cycle fatigue behavior of Cr-Mo-V low alloy steel used for railway brake discs [J]. Materials & Design, 2014, 56: 146-157.
- [2] 袁梅彦, 陈勇, 王森, 等. 24CrNiMo 合金钢的激光选区熔化成形工艺研究[J]. 工程与试验, 2019, 59(2): 18-21.
YUAN M Y, CHEN Y, WANG S, et al. Study on selective laser melting process of 24CrNiMo alloy steel [J]. Engineering and Test, 2019, 59(2): 18-21.
- [3] ZENG D F, LU L T, GONG Y H, et al. Optimization of strength and toughness of railway wheel steel by alloy design [J]. Materials & Design, 2016, 92: 998-1006.
- [4] WEI M W, CHEN S Y, XI L Y, et al. Selective laser melting of 24CrNiMo steel for brake disc: fabrication efficiency, microstructure evolution, and properties [J]. Optics and Laser Technology, 2018, 107: 99-109.
- [5] HAN Y R, ZHANG C H, CUI X, et al. The formability and mi-

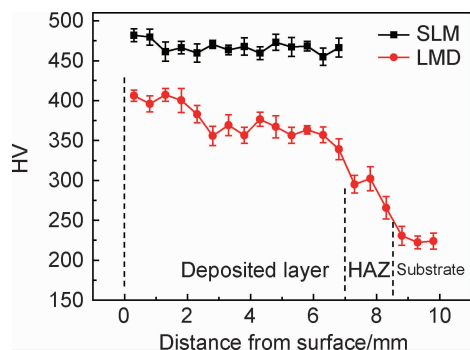


图 7 SLM 和 LMD 成形 24CrNiMo 合金钢截面显微硬度分布曲线

Fig. 7 Cross-section micro-hardness distribution curves of 24CrNiMo alloy steel prepared by SLM and LMD

- crostructure evolution of 24CrNiMo alloy steel fabricated by selective laser melting [J]. *Vacuum*, 2020, 175: 109297.
- [6] 冯晓甜, 顾鸿, 周圣丰, 等. 送粉式激光增材制造 TC4 钛合金熔覆层组织及电化学腐蚀行为的研究[J]. *中国激光*, 2019, 46(3): 0302003.
- FENG X T, GU H, ZHOU S F, et al. Microstructure and electrochemical corrosion behavior of TC4 titanium alloy cladding layer prepared with powder feeding laser additive manufacturing [J]. *Chinese Journal of Laser*, 2019, 46(3): 0302003.
- [7] CUI X, ZHANG S, WANG C, et al. Microstructure and fatigue behavior of a laser additive manufactured 12CrNi2 low alloy steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 772: 138685.
- [8] 季霄, 孙中刚, 唱丽丽, 等. 激光熔化沉积 TiAl4V/Inconel625 梯度耐磨高温涂层组织演变行为研究[J]. *中国激光*, 2019, 46(11): 1102008.
- JI X, SUN Z G, CHANG L L, et al. Microstructure evolution behavior in laser melting deposition of Ti6Al4V/Inconel625 gradient high-temperature resistant coating [J]. *Chinese Journal of Laser*, 2019, 46(11): 1102008.
- [9] WANG X, ZHANG C H, CUI X, et al. Microstructure and mechanical behavior of additive manufactured Cr-Ni-V low alloy steel in different heat treatment [J]. *Vacuum*, 2020, 175: 109216.
- [10] SANDER J, HUFENBACH J, BLECKMANN M, et al. Selective laser melting of ultra-high-strength TRIP steel: processing, microstructure, and properties [J]. *Journal of Materials Science*, 2017, 52: 4944-4956.
- [11] 张亮, 吴文恒, 卢林, 等. 激光选区熔化热输入参数对 Inconel718 合金温度场的影响[J]. *材料工程*, 2018, 46(7): 29-35.
- ZHANG L, WU W H, LU L, et al. Effect of heat input parameters on temperature field in Inconel 718 alloy during selective laser melting [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2018, 46(7): 29-35.
- [12] ZUO P F, CHEN S Y, WEI M W, et al. Microstructure evolution of 24CrNiMoY alloy steel parts by high power selective laser melting [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, 44: 28-37.
- [13] ZHAO X, DONG S Y, YAN S X, et al. The effect of different scanning strategies on microstructural evolution to 24CrNiMo alloy steel during direct laser deposition [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 771: 138557.
- [14] LI X, ZHANG C H, ZHANG S, et al. Manufacturing of Ti_3SiC_2 lubricated Co-based alloy coatings using laser cladding technology [J]. *Optics and Laser Technology*, 2019, 114: 209-215.
- [15] ZHANG H, ZOU Y, ZOU Z D, et al. Effects of chromium addition on microstructure and properties of TiC-VC reinforced Fe-based laser cladding coatings [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 614: 107-112.
- [16] ZHOU Y, CHEN S Y, CHEN X T, et al. The evolution of bainite and mechanical properties of direct laser deposition 12CrNi2 alloy steel at different laser power [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 742: 150-161.
- [17] CUI X, ZHANG S, WANG C, et al. Effects of stress-relief heat treatment on the microstructure and fatigue property of a laser additive manufactured 12CrNi2 low alloy steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 791: 139738.
- [18] WANG D, SONG C H, YANG Y Q, et al. Investigation of crystal growth mechanism during selective laser melting and mechanical property characterization of 316L stainless steel parts [J]. *Materials & Design*, 2016, 100: 291-299.
- [19] CHRISTIAN M, KARINA G, ARNE R, et al. Interaction between laser radiation and metallic powder of 316L austenitic steel during selective laser melting [J]. *Materials Characterization*, 2018, 145: 337-346.
- [20] MARCHESE G, COLERA X G, CALIGNANO F, et al. Characterization and comparison of Inconel 625 processed by selective laser melting and laser metal deposition [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2017, 19(3): 1-9.
- [21] ZHOU X, LI K, ZHANG D, et al. Textures formed in a CoCrMo alloy by selective laser melting [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 631: 153-164.
- [22] XIANG Y, ZHANG S Z, WEI Z Y, et al. Forming and defect analysis for single track scanning in selective laser melting of Ti6Al4V [J]. *Applied Physics A*, 2018, 124(10): 685.
- [23] THUIS L, MONTERO S M L, WAUTHLE R, et al. Strong morphological and crystallographic texture and resulting yield strength anisotropy in selective laser melted tantalum [J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(12): 4657-4668.
- [24] POPOVICHVA, BORISOV E V, POPOVICH A A, et al. Functionally graded Inconel 718 processed by additive manufacturing: crystallographic texture, anisotropy of microstructure and mechanical properties [J]. *Materials & Design*, 2017, 114: 441-449.
- [25] KANG X L, DONG S Y, WANG H B, et al. Inhomogeneous microstructure and its evolution of laser melting deposited 24CrNiMo steel: from single-track to bulk sample [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 772: 138795.
- [26] DINDA G P, DASGUPTA A K, MAZUMDER J. Laser aided direct metal deposition of Inconel 625 superalloy: microstructural evolution and thermal stability [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 509(1/2): 98-104.
- [27] WAN H Y, ZHOU Z J, LI C P, et al. Effect of scanning strategy on grain structure and crystallographic texture of Inconel 718 processed by selective laser melting [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, 34(10): 1799-1804.
- [28] RAN X, LIU D, LI A, et al. Microstructure characterization and mechanical behavior of laser additive manufactured ultrahigh-strength AerMet100 steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 663: 69-77.
- [29] KRELL J, RÖTTGER A, GEENEN K, et al. General investigations on processing tool steel X40CrMoV5-1 with selective laser melting [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 255: 679-688.

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB1100204); 辽宁省重点研发计划(2018106004); 沈阳市科技计划(19-109-1-03)

收稿日期: 2020-03-06; 修订日期: 2020-08-23

通讯作者: 张春华(1963—), 男, 教授, 博士生导师, 主要从事激光增材制造及再制造方面的研究, 联系地址: 辽宁省沈阳市铁西区经济技术开发区沈辽西路 111 号沈阳工业大学材料科学与工程学院(110870), E-mail: zhangch5858@126.com

(本文责编: 齐书涵)