

离焦量对激光选区熔化 CX 马氏体时效不锈钢成形性能研究

张亮亮¹, 王敏杰^{1*}, 张佳琪¹, 刘建业², 牛留辉², 王金海²

¹大连理工大学机械工程学院, 辽宁 大连 116024;

²广东汉邦激光科技有限公司, 广东 中山 528427

摘要 为研究激光选区熔化(SLM)工艺成形 CX 马氏体时效不锈钢时的成形质量与力学性能,基于单熔道实验确定了 CX 马氏体时效不锈钢 SLM 成形的工艺窗口。在此基础上,分析了离焦量对 SLM 成形 CX 马氏体时效不锈钢试样致密度、硬度和表面粗糙度的影响规律。结合拉伸实验和微观组织观察,研究了热处理前后试样力学性能的变化规律。结果表明:在低离焦量时,激光能量密度过高,熔池不稳定性增加,球化现象明显,试样致密度和硬度降低,表面粗糙度升高,拉伸断口呈准解理断裂特征;随离焦量增大,适宜的能量密度和光斑尺寸有利于相邻熔道间和层间形成良好的冶金结合,力学性能得到改善;当离焦量过大时,激光能量密度和穿透深度降低,层间存在未熔金属粉末,试样致密度和力学性能下降。当离焦量为 3.5 mm 时,试样横截面与纵截面硬度最高为 35.94 HRC 和 36.82 HRC,表面粗糙度最低为 7.315 μm ,拉伸断口转变为韧性断裂,抗拉强度最高为 1218 MPa。同时,经固溶时效热处理后,试样力学性能显著提高,抗拉强度最高为 1746 MPa,相比打印态试样提高了 43.35%。

关键词 激光技术; 激光选区熔化; 离焦量; CX 马氏体时效不锈钢; 力学性能

中图分类号 TN2491

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202148.2202101

1 引言

激光选区熔化(SLM)基于激光快速熔融、分层制造的成形原理,利用高能激光束选择性熔化沉积金属粉末,直接制成高密度、高精度和高性能的近净成形金属零件,在航空航天、海洋船舶和医疗器械等工业领域得到了广泛应用^[1-2]。

作为最有前途的增材制造技术之一,较多研究将 SLM 应用于金属模具成形。由于 SLM 对成形工艺要求的限制,目前用于 SLM 成形金属模具的材料种类相对较少。模具钢由于优越的机械性能和耐腐蚀性能已初步应用于 SLM 成形,如 P20、H13 和 420 等。但是,这些材料在成形过程中由于碳含量的影响极易产生裂纹和气孔,限制了其在 SLM 成形金属模具方面的应用^[3-4]。一种新型马氏体时效不锈钢,SS-CX(全称 corrax stainless steel,简称

CX 不锈钢),属于 UDDEHOLM 系列不锈钢之一,可以通过金属间化合物沉淀获得优异的机械强度、硬度和耐腐蚀性,且含碳量较低,被认为是制造金属模具和航空航天等先进工业应用的理想候选材料^[5]。目前,对马氏体时效不锈钢 SLM 成形已有大量研究,主要涉及工艺参数、扫描策略和力学性能等^[6-8],现有研究内容已较为成熟。但是,关于离焦量对马氏体时效不锈钢 SLM 成形致密性、力学性能和微观组织影响规律的研究还鲜有报道。

SLM 设备的光路系统中,由可移动的动态透镜和聚焦透镜组成动态聚焦装置。通过调节动态透镜组间的距离可以实现对光路聚焦平面的控制,进而改变聚焦平面与粉床平面的高度差,即离焦量;同时,能够对扩束准直后的光束离焦误差进行实时动态补偿,保证光斑落点处于高能量和小线宽的理想聚焦状态^[9]。众所周知,SLM 采用聚焦光斑熔化金

收稿日期: 2021-04-30; 修回日期: 2021-05-30; 录用日期: 2021-06-18

基金项目: 国家自然科学基金(51675079)

通信作者: *mjwang@dlut.edu.cn

属粉末的逐点扫描方式成形零件, 聚焦光斑的大小对打印质量和成形效率具有重要影响。通过离焦量变化, 利用光束敛散性增加或减小光斑尺寸, 调整光斑能量密度分布, 可以较大幅度地调控熔池形态, 增强层间冶金结合性能, 有助于提高生产效率的同时获得高致密度零件。目前为止, 由于 CX 不锈钢粉末的新颖性, 关于 CX 不锈钢的 SLM 成形方面还未得到系统化研究。因此, 为了更全面掌握离焦量对 SLM 成形 CX 不锈钢时打印质量和力学性能的影响规律, 本文首先通过单熔道实验确定 SLM 成形 CX 不锈钢的工艺窗口。在此基础上, 分析离焦量对 SLM 成形 CX 不锈钢试样的致密度、硬度和表面粗糙度的影响规律。结合微观组织观察和拉伸实验, 研究热处理前后试样力学性能的变化规律, 为

表 1 CX 不锈钢化学成分

Table 1 Chemical composition of CX stainless steel

Element	Cr	Ni	Mo	Al	Mn	Si	C	Fe
Mass fraction / %	11.61	9.27	1.42	1.87	0.066	0.048	0.007	Bal.

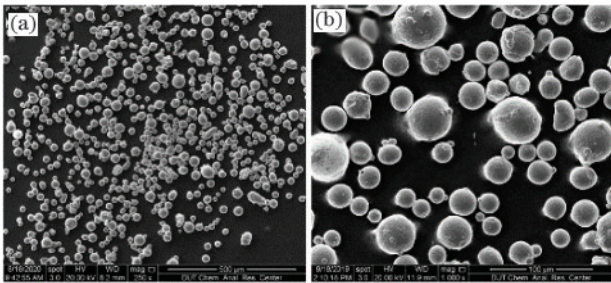


图 1 CX 不锈钢粉末 SEM 形貌。(a) 低倍 250×;
(b) 高倍 1000×

Fig. 1 SEM morphology of CX stainless steel powder.
(a) Low magnification 250×; (b) high magnification
1000×

2.2 单熔道成形

单熔道作为 SLM 成形过程中最基本的组成元素, 激光功率和扫描速度对其成形性具有重要影响。查阅文献资料^[10]可知, 关于 CX 不锈钢 SLM 成形工艺参数的研究内容较少, 通常选用 EOS GmbH 推荐的激光功率 258.7 W, 扫描速度 1066.7 mm/s, 成形参数较为单一。因此, 为优化 CX 不锈钢 SLM 成形工艺, 制定合理的工艺窗口, 选取激光功率 200~400 W, 间隔 25 W, 扫描速度 800~1600 mm/s, 间隔 100 mm/s。离焦量为 2.5 mm, 其为 HBD-280 打印机工业生产应用参数。在厚度为 5 mm 的不锈钢基板上均匀铺层厚 50 μm 的金属粉末, 单熔道的扫描长度为 5 mm, 采用 SOBEKK EPS500 影像仪观察单熔道形貌并测量尺寸。

CX 不锈钢的 SLM 成形提供一定的价值参考。

2 实验材料与方法

2.1 实验材料与设备

实验材料采用气雾化 CX 不锈钢粉末, 化学成分如表 1 所示。图 1 为粉末扫描电子显微镜 (SEM) 微观形貌, 粉状主要呈球形, 粉末粒径为 30~70 μm, 松装密度为 4.11 g/cm³。实验设备采用广东汉邦激光科技有限公司自主研发的 HBD-280 打印机。该设备配有 500 W 功率光纤激光器, 激光器波长 λ₀ 为 1070 nm, 最小光斑直径 ω₀ 为 80 μm, 输出光束质量因子 M² 为 1.08, 设备最大成形尺寸为 250 mm×250 mm×300 mm。成形过程中舱内充入高纯氩气, 保证氧含量低于 800×10⁻⁶。

2.3 SLM 试样成形

实验时采用条形分区扫描策略, 如图 2 所示, 将平面扫描区域划分为尺寸 8 mm×8 mm 的条形区域, 扫描熔道方向与条形边界垂直, 扫描过程逐层改变 67°。为研究离焦量对 SLM 试样成形性能的影响规律, 根据工艺窗口分析结果和 Dong 等^[11]研究总结的成形参数, 选取激光功率 300 W, 扫描速率 1100 mm/s, 扫描间距 0.1 mm, 铺粉层厚 50 μm。离焦量为 0, 1.5, 2.5, 3.5, 4.5 mm, 此离焦参数已达到 HBD-280 打印机允许调控的极限。在此基础上, 打印尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的测试方块试样, 依据 ASTM E8 金属材料拉伸实验标准, 成形拉伸试样。图 3 为离焦量变化示意图, 当离焦量为 0 时, 聚焦平面即铺粉平面, 此时光束呈收敛性, 高能量密度光斑具有较强穿透性; 随聚焦平面移动, 离焦量增大, 聚焦光束逐渐发散, 能量密度的改善有利于形成热传导机制。不同离焦量对应的理论光斑直径和能量密度^[12]为

$$L_r = \frac{\pi\omega_0^2}{4\lambda_0}, \quad (1)$$

$$\omega(f) = \omega_0 \sqrt{1 + \left(\frac{f}{L_r}\right)^2}, \quad (2)$$

$$P_d = \frac{4P}{\pi\omega^2}. \quad (3)$$

实际光斑直径为

$$\omega_a = 7.6483f + 75.293, \quad (4)$$

式中： L_r 为瑞利长度； f 为离焦量； ω 为理论光斑直径； P 为激光功率； P_d 为能量密度。由(4)式激光器光路调试所得离焦量与光斑直径拟合公式计算实际光斑直径及相对误差，如表 2 所示。对比可知，除离焦量为 0 时的误差较大外，理论光斑直径与实际光斑直径二者差异较小，离焦量变化引起的误差平均值为 3.33%。综合考虑测量误差和光束质量因子 M^2 ，结果表明光束偏离衍射极限的程度较低，光束具有较好的品质和传输性能，满足实验要求。

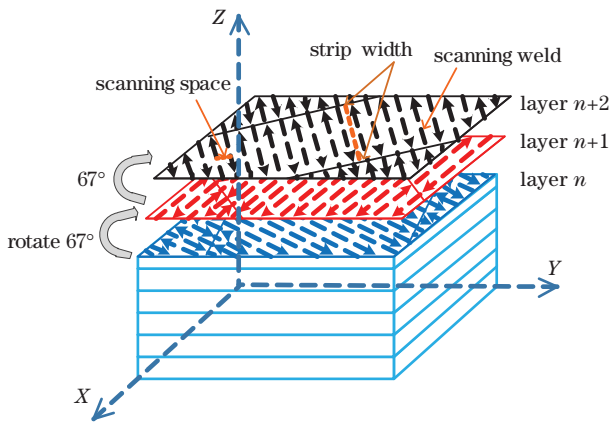


图 2 扫描策略示意图

Fig. 2 Schematic of scanning strategy

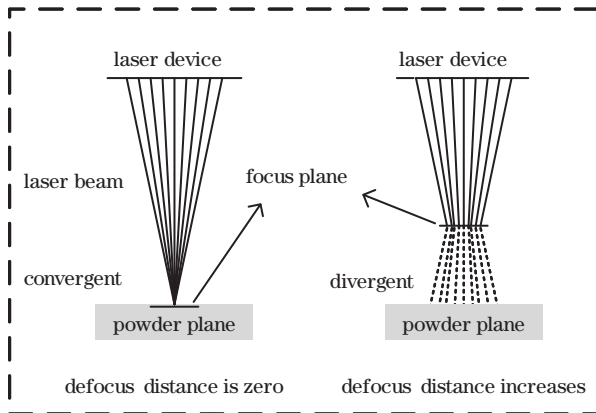


图 3 离焦量变化示意图

Fig. 3 Schematic of defocus distance

表 2 光斑直径和能量密度

Table 2 Spot diameter and energy density

f / mm	$\omega / \mu\text{m}$	$P_d / (\text{kW} \cdot \text{mm}^{-2})$	$\omega_s / \mu\text{m}$	Spot diameter deviation / %
0	80	59.68	75.29	-5.89
1.5	83.98	54.13	86.76	3.31
2.5	90.62	46.51	94.41	4.18
3.5	99.76	38.38	102.06	2.31
4.5	110.78	31.12	109.71	-0.97

2.4 测试方法

试样经线切割与基板分离后进行超声波清洗。采用阿基米德排水法测量试样致密度，在空气和水中各测量 5 组数据相同的侧面轮廓成形参数，有利于保证数据的有效性。使用 Dumon TR200 粗糙度测量仪测量试样表面粗糙度，记录 5 组数据取平均值。采用 Digi Rock DR3 洛氏硬度仪测量已抛光试样的横截面与纵截面硬度，随机选取 5 个点进行测量记录，压头载荷为 1471 N，加载时间为 5 s。采用 C51.105 型电子万能拉伸实验机在室温下进行拉伸实验，采用 SiC 砂纸沿加载方向按顺序将拉伸试样研磨至 2000# 粒度，各试样重复 3 次拉伸实验，拉伸速率为 2 mm/min。试样经研磨抛光后，采用 CuCl_2 (质量为 1 g) + HNO_3 (体积为 25 mL) + HCl (体积为 25 mL) + H_2O (体积为 150 mL) 腐蚀溶液进行腐蚀，腐蚀时间为 60 s。使用 CDM-806C 金相显微镜观察试样显微组织。采用 D/Max 2400 型 X 射线衍射仪进行物相分析。通过场发射 SEM 观察试样表面微观形貌和拉伸断口显微形貌。实验采用三种热处理工艺：1) 固溶，由室温升至 550 °C，保温 20 min，然后升至 900 °C 保温 1 h 后空冷；2) 时效，由室温升至 530 °C，保温 3 h 后随炉冷却；3) 固溶时效，由上述两阶段共同组成。

3 结果与讨论

3.1 工艺窗口制定

SLM 通过一系列扫描熔道编织叠层形成实体零件，单熔道的成形状态对零件打印质量和力学性能有重要影响。根据单熔道成形结果，构建如图 4 所示的工艺窗口，将窗口划分为三个区域：过度熔化区域 I、稳定熔化区域 II 和不完全熔化区域 III。图 5 为单熔道成形实验结果。在稳定熔化区域 II，

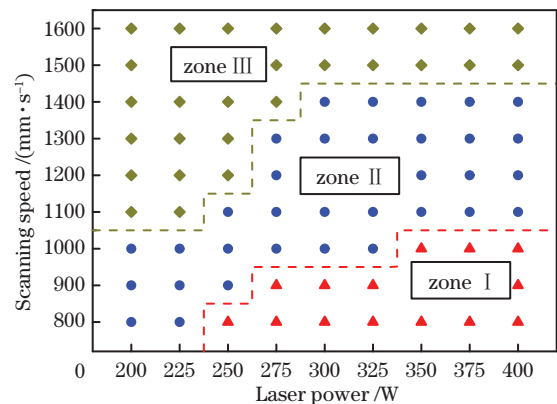


图 4 CX 不锈钢 SLM 成形工艺窗口

Fig. 4 SLM process window of CX stainless steel

适宜的激光功率 P 和扫描速度 V 有利于形成连续平直的扫描熔道。由熔道中心线及两端热影响区组成的熔道宽度 L 随线能量密度 $E(E=P/V)$ 的增加而增加,其测量尺寸如表 3 第三列所示。相反,在过度熔化区域 I,由于高激光功率和低扫描速度,在高能量密度条件下,熔道表现出过熔烧蚀和断续现象。

在不完全熔化区域 III,过高的扫描速度使激光与粉末作用时间减少,能量密度降低不足以完全熔化粉末,形成大量液滴状金属球形化颗粒。根据表面能最小原理,液态金属与基体接触不良时,在表面张力作用下会收缩成球形,称之为球形化效应^[13],球形化导致熔道不连续现象显著增加。

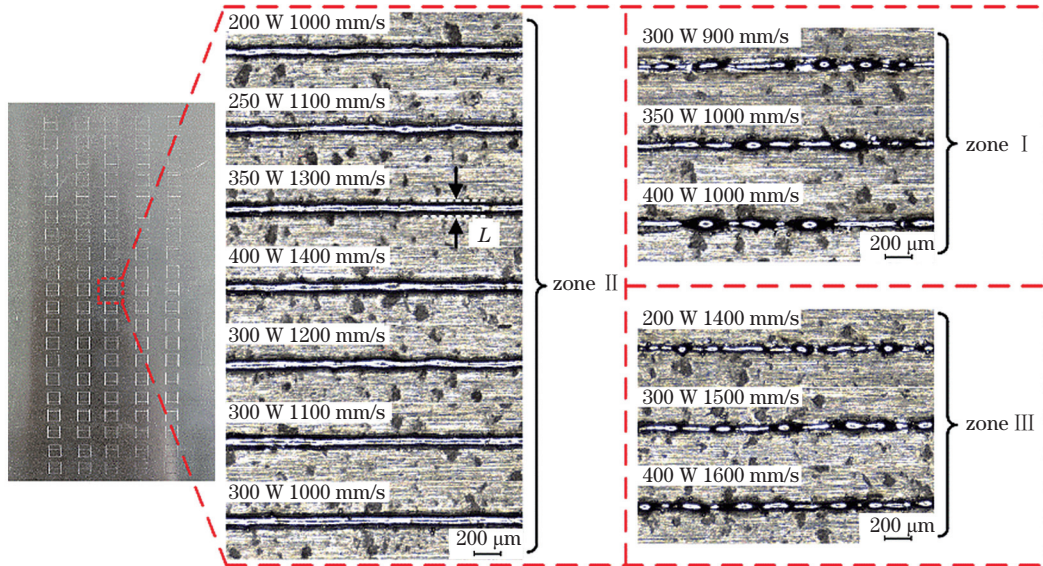


图 5 单熔道实验结果

Fig. 5 Results of single weld channel test

图 6 为稳定熔化区域 II 中单熔道截面光学显微图像。当激光扫描粉末时,粉末熔化形成液相熔池。熔融液相趋于流动和润湿基底或先前凝固层。在稳定熔化区域 II 内形成的熔道截面表现出良好的熔融润湿效应。随能量密度的增加,熔池宽度 W 、高度 H 和深度 D 呈线性增加趋势,尺寸参数如表 3 所示。由于激光能量呈高斯分布,激光熔化粉末时发生边缘效应

和粘粉现象,导致熔池宽度略大于熔道宽度。在过度熔化区域 I,过高的能量密度导致液态金属不理想的润湿效应,熔入基体中的熔池深度显著增加,熔道截面表现为过烧蚀现象,如图 7(a)~(c)所示。在过低的能量密度条件下,较短的液相寿命和高黏度导致熔体流动扩散受阻,因此不完全熔化区域 III 的熔道截面呈现出未熔和球形化现象,如图 7(d)~(f)所示。

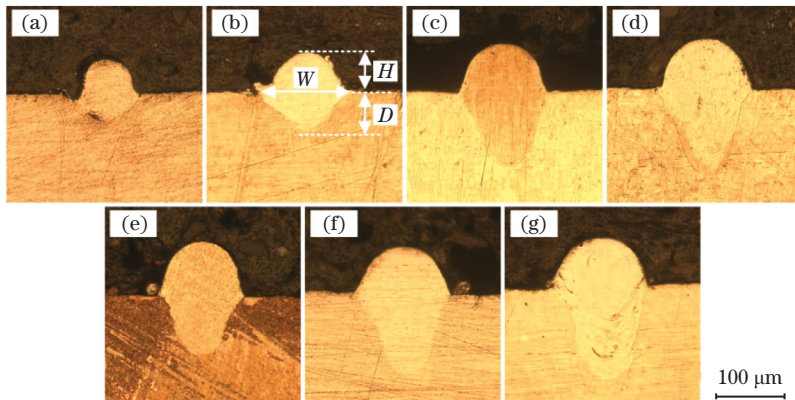


图 6 稳定熔化区域 II 单熔道截面光学显微图像。(a) $P=200\text{ W}, V=1000\text{ mm/s}$; (b) $P=250\text{ W}, V=1100\text{ mm/s}$; (c) $P=350\text{ W}, V=1300\text{ mm/s}$; (d) $P=400\text{ W}, V=1400\text{ mm/s}$; (e) $P=300\text{ W}, V=1200\text{ mm/s}$; (f) $P=300\text{ W}, V=1100\text{ mm/s}$; (g) $P=300\text{ W}, V=1000\text{ mm/s}$

Fig. 6 Optical micrographs of single weld channel section in stable melting zone II. (a) $P=200\text{ W}, V=1000\text{ mm/s}$; (b) $P=250\text{ W}, V=1100\text{ mm/s}$; (c) $P=350\text{ W}, V=1300\text{ mm/s}$; (d) $P=400\text{ W}, V=1400\text{ mm/s}$; (e) $P=300\text{ W}, V=1200\text{ mm/s}$; (f) $P=300\text{ W}, V=1100\text{ mm/s}$; (g) $P=300\text{ W}, V=1000\text{ mm/s}$

表 3 稳定熔化区域 II 单熔道与熔池尺寸

Table 3 Single weld channel and molten pool size in stable melting zone II

P, V	Linear energy density $E / (\text{J} \cdot \text{m}^{-1})$	$L / \mu\text{m}$	$W / \mu\text{m}$	$H / \mu\text{m}$	$D / \mu\text{m}$
200 W, 1000 mm/s	200	87.55	107.90	57.15	49.85
250 W, 1100 mm/s	227	94.67	124.62	65.15	65.47
350 W, 1300 mm/s	269	109.12	152.48	77.38	126.48
400 W, 1400 mm/s	286	115.94	156.24	82.14	144.04
300 W, 1200 mm/s	250	98.43	140.61	93.26	90.77
300 W, 1100 mm/s	273	105.37	147.73	76.91	121.01
300 W, 1000 mm/s	300	118.65	159.42	71.32	146.35

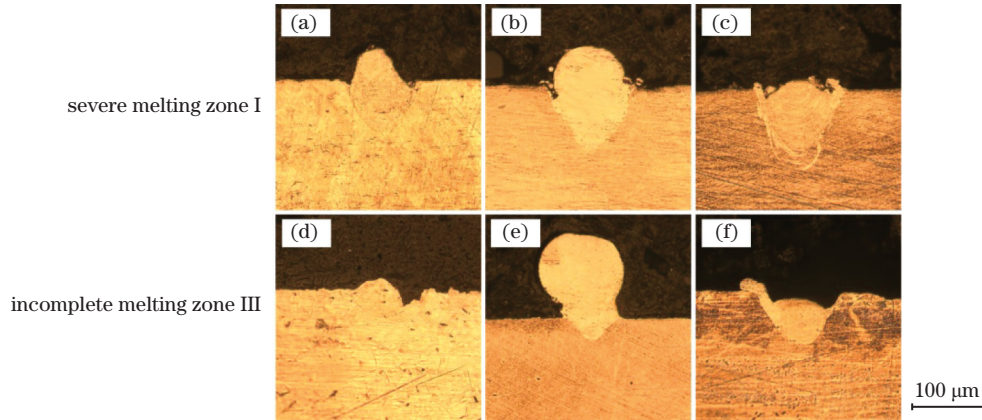


图 7 过度熔化区域 I 和不完全熔化区域 III 的单熔道截面光学显微图像。(a) $P=300 \text{ W}, V=900 \text{ mm/s}$; (b) $P=350 \text{ W}, V=1000 \text{ mm/s}$; (c) $P=400 \text{ W}, V=1000 \text{ mm/s}$; (d) $P=200 \text{ W}, V=1400 \text{ mm/s}$; (e) $P=300 \text{ W}, V=1500 \text{ mm/s}$; (f) $P=400 \text{ W}, V=1600 \text{ mm/s}$

Fig. 7 Optical micrographs of single weld channel section in severe melting zone I and incomplete melting zone III. (a) $P=300 \text{ W}, V=900 \text{ mm/s}$; (b) $P=350 \text{ W}, V=1000 \text{ mm/s}$; (c) $P=400 \text{ W}, V=1000 \text{ mm/s}$; (d) $P=200 \text{ W}, V=1400 \text{ mm/s}$; (e) $P=300 \text{ W}, V=1500 \text{ mm/s}$; (f) $P=400 \text{ W}, V=1600 \text{ mm/s}$

3.2 离焦量对致密度和硬度影响

不同离焦量 SLM 成形试样的致密度如图 8 所示。测量结果表明：试样致密度均高于 99%；随离焦量增大，致密度呈缓慢增加趋势；当离焦量为 3.5 mm 时，致密度最高为 99.29%。不同离焦量试样的横截面与纵截面硬度如图 9 所示。可以看出：

硬度与致密度的变化规律较为相似，随离焦量增加表现出先增大后降低趋势，且在相同工艺条件下，纵截面硬度略高于横截面；在离焦量为 3.5 mm 时，横截面与纵截面硬度达到最高值，分别为 35.94 HRC 和 36.82 HRC。

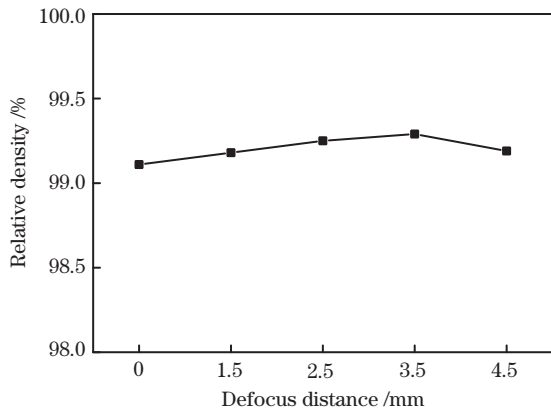


图 8 不同离焦量下的试样致密度

Fig. 8 Density of samples under different defocus distances

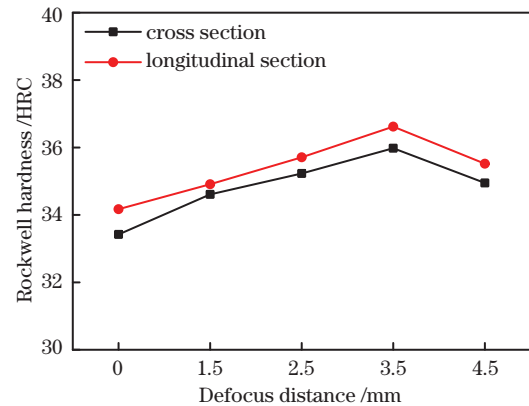


图 9 不同离焦量下的试样硬度

Fig. 9 Hardness of samples under different defocus distances

为分析不同离焦量下的试样致密度和硬度变化原因,对抛光后的试样横截面与纵截面进行光学显微观察,结果分别如图 10 和图 11 所示。当采用 0 离焦量时,光束呈收敛性,高能量密度聚焦光斑作用于金属粉末时,导致材料剧烈蒸发和气化并在熔池中产生反冲压力。由于熔池内部的高温梯度,形成熔体流动的热毛细力和 Marangoni 对流,并由此产生剪切应力和表面张力梯度。熔池在反冲压力、表面张力和热毛细力等的耦合作用下剧烈波动,低黏度液态金属从熔池底部的高温区向边缘的低温区流动,并从熔池溅出形成金属射流,伴随着熔滴飞溅和球形增多;同时熔池周围较小质量的金属粉末脱离原有位置,形成粉末飞溅和气蚀缺陷^[14-15]。因此,过高能量密度导致熔池不稳定性的增加,试样内部出现形状不规则的未熔合孔隙缺陷,致密度降低。在硬度测试过程中,材料内部孔隙发生坍塌,对塑性变形或破坏的抵抗能力较差,导致硬度降低。当离

焦量增大至 3.5 mm 时,光束逐渐呈发散性,光斑尺寸增加,适宜的能量密度熔化金属粉末使得液相数量增多,熔体扩散粘结对效应得到改善,有利于相邻熔道与层间形成良好冶金结合,致密度和硬度有所升高。由于原材料的气体夹杂和不稳定的物质蒸发,试样内部存在少量圆形或月牙形固有气孔。当离焦量达到 4.5 mm 时,激光能量密度随光束发散进一步降低,输入的能量密度不足以熔化粉末的下层基体,部分熔化粉末在表面张力作用下凝结形成团簇球状颗粒,影响下一层铺粉质量,造成熔合不良、夹渣等缺陷;同时液相温度的降低使得高黏度熔体流动浸润不充分,未熔孔隙数量增多,致密度和硬度降低。同横截面试样相比,试样纵截面上孔隙数量相对较少,孔隙变化规律大致相同。由于采用层间旋转扫描策略,相对于横截面中相邻熔道压断,纵截面中大量周期性编织结构的熔池可以对压头产生更大的抵抗应力,且纵截面中孔隙数量相对较少,使得纵截面硬度略高。

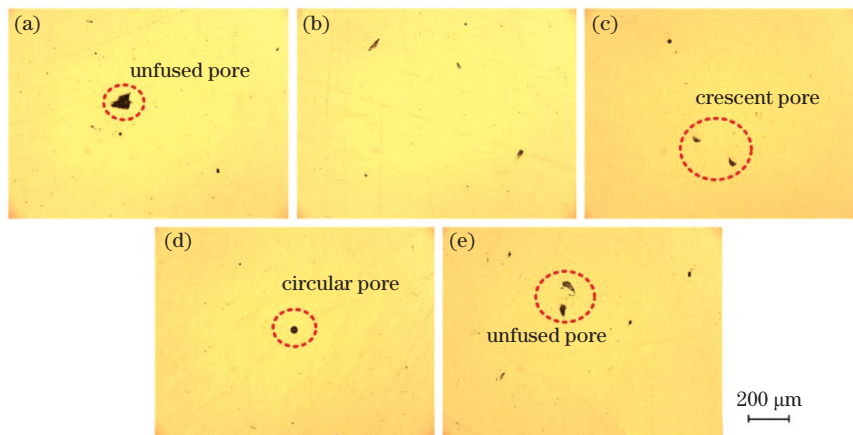


图 10 不同离焦量下的样品横截面光学显微图像。(a) 0;(b) 1.5 mm;(c) 2.5 mm;(d) 3.5 mm;(e) 4.5 mm

Fig. 10 Optical micrographs of sample cross section under different defocus distances. (a) 0; (b) 1.5 mm; (c) 2.5 mm; (d) 3.5 mm; (e) 4.5 mm

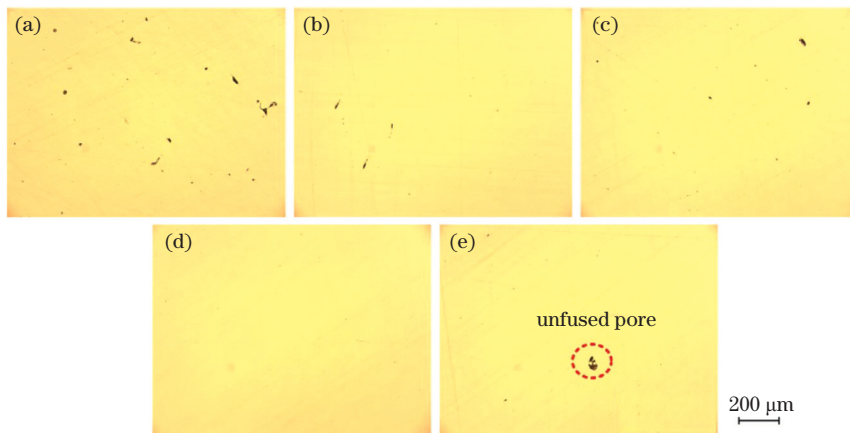


图 11 不同离焦量下的样品纵截面光学显微图像。(a) 0;(b) 1.5 mm;(c) 2.5 mm;(d) 3.5 mm;(e) 4.5 mm

Fig. 11 Optical micrographs of sample longitudinal section under different defocus distances. (a) 0; (b) 1.5 mm; (c) 2.5 mm; (d) 3.5 mm; (e) 4.5 mm

3.3 离焦量对表面粗糙度影响

图 12 为试样表面粗糙度测量结果,随离焦量增加,粗糙度呈先降低后升高趋势。图 13 为试样表面 SEM 微观形貌。当离焦量较小时,在高能量密度条件下,形成的过量液态金属向四周扩散,造成熔道扭曲不平。过高的温度导致材料蒸发,部分熔体溅射逸出,冷凝后形成金属球体黏附在熔道表面,使得表面粗糙度增大。同时,金属球化颗粒不可避免地产生涟漪效应,导致下一层中孔隙和冶金缺陷增多,致密度和硬度随之降低^[16]。由于光斑尺寸较小,熔道间搭接率有限,形成的熔道间峰谷有差异。随着铺粉层数的增加,峰谷差异化趋势扩大,表面粗糙度升高。随离焦量增大,光斑直径和熔道宽度增加,较大光斑产生的冲压力作用于熔道表面,促使熔融液相均匀铺展,熔道表面趋于平整,表面粗糙度降低^[17]。当离焦量为 3.5 mm 时,熔道间搭接良好,球化现象减缓,表面粗糙度最低为 7.315 μm 。进一步增大离焦量至 4.5 mm,发现熔道间存在被凝固液相包围

的未熔金属粉末,如图 13(e)所示,导致在下一层铺粉过程中粉末分布不均,局部区域粉末累积厚度增加。由于激光能量在粉层中存在衰减效应,能量密度的降低造成粉末不完全熔化,表面粗糙度随之增大,孔隙数量增多,硬度降低。

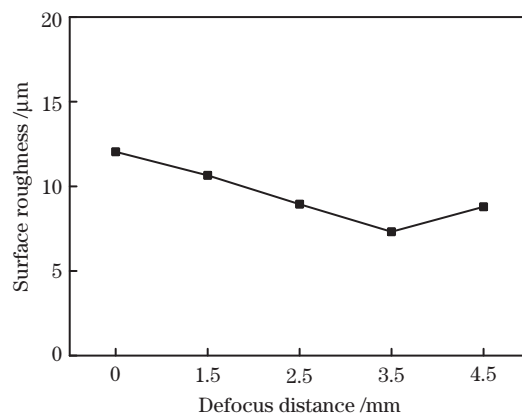


图 12 不同离焦量下的试样表面粗糙度

Fig. 12 Surface roughness of samples under different defocus distances

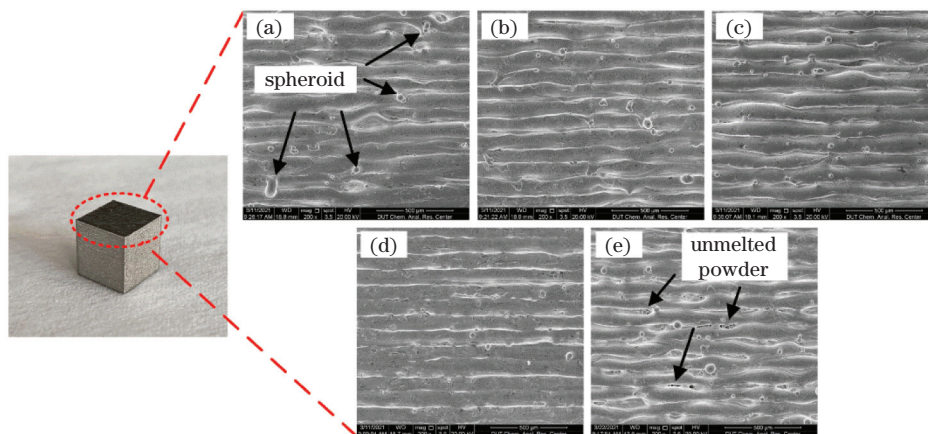


图 13 不同离焦量下的试样表面 SEM 微观形貌。(a) 0; (b) 1.5 mm; (c) 2.5 mm; (d) 3.5 mm; (e) 4.5 mm

Fig. 13 SEM morphology of the sample surface under different defocus distances. (a) 0; (b) 1.5 mm; (c) 2.5 mm; (d) 3.5 mm; (e) 4.5 mm

3.4 微观组织与物相分析

图 14 为试样横截面金相腐蚀形貌,已用白色线条勾勒出熔道边界。通过观察发现,随离焦量增大,熔道宽度显著增加,实际测量宽度略高于理论光斑直径。当离焦量为 0 时,由于过高的能量密度输入,过多金属液相的生成伴随着熔池不稳定性增加,熔道存在明显的扭曲变形。由于扫描间距设定为 0.1 mm,而测得熔道宽度为 84.62 μm ,由于重熔偏移,相邻熔道边界的熔道宽度降低,可以说明熔道间搭接率有限或未能形成有效搭接,导致试样致密度和硬度较低。当离焦量为 2.5 mm 时,熔道宽度达到 99.31 μm ,近乎于满足相邻熔道搭接的临界要

求。随熔道宽度的增加,熔道间搭接率提高,相邻熔道交替排列形成良好的冶金结合,有利于获得较高的致密度和硬度。但是,当离焦量为 4.5 mm 时,随着能量密度的降低,熔体黏度升高,浸润流动效应变差,在冷凝过程中熔道出现曲折变形,熔道间搭接效果变差,致密度和硬度降低。

图 15 为试样纵截面金相腐蚀形貌,白色线条为熔池边界。通过观察发现到鱼鳞状层叠熔池形貌,前一层形成的熔池可能会在下一层扫描过程中经历部分重熔,形成排列良好的空间拓扑结构。与单熔道中高能激光束直接穿透基板所得熔池形貌不同,部分激光能量通过重熔先前层和基体热传导而散

失,导致粉末吸收能量减小,熔池形貌存在差异。当离焦量为 0 时,由于光束的穿透性,熔池形貌呈半椭圆形,熔池宽度略高于熔道宽度,熔池深度可达 $76.14\ \mu\text{m}$,为铺粉厚度 $50\ \mu\text{m}$ 的 1.5 倍。较强的重熔效应使得相邻层间晶粒在反复重熔过程中进一步生长。根据晶界强化理论,晶粒尺寸越大,力学性能越低^[18]。因此,在低离焦量时,试样的硬度较低。随离焦量增大,熔池宽度显著增加,深度减小,熔池形貌转变为半圆形,其与 McLouth 等^[19]分析研究所得的熔池形貌转变规律相似。同时,层间重熔效

应减缓,相邻熔池搭接率提高,力学性能得到改善。当离焦量为 $3.5\ \text{mm}$ 时,熔池深度为 $56.77\ \mu\text{m}$,激光能量不仅能熔化当前层,还能对先前凝固层进行二次重熔,有利于减小层间孔隙和球化效应,获得良好的层间冶金结合^[20]。当离焦量为 $4.5\ \text{mm}$ 时,由于激光能量密度和穿透深度的降低,熔池深度只有 $47.86\ \mu\text{m}$,未能超过铺粉厚度,可能造成层间存在未熔金属粉末,这与图 13 中观察到的未熔金属粉末现象一致,孔隙数量随之增多,致密度和硬度降低。

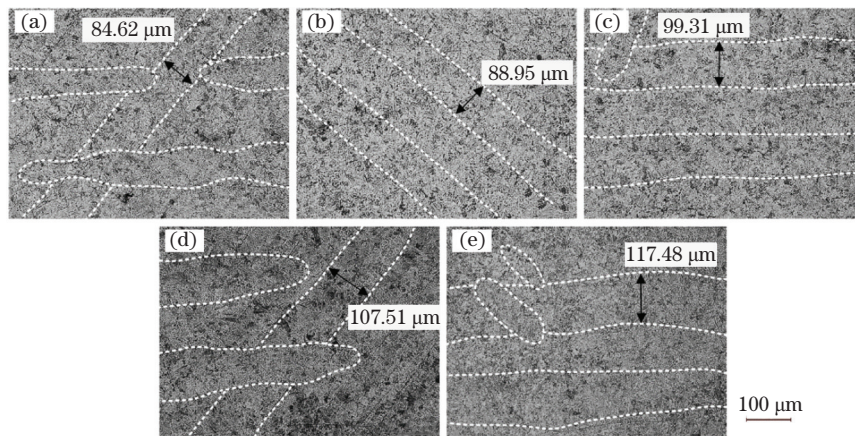


图 14 不同离焦量下的试样横截面金相腐蚀形貌。(a) 0;(b) 1.5 mm;(c) 2.5 mm;(d) 3.5 mm;(e) 4.5 mm

Fig. 14 Metallographic corrosion morphology of sample cross sections under different defocus distances.

(a) 0;(b) 1.5 mm;(c) 2.5 mm;(d) 3.5 mm;(e) 4.5 mm

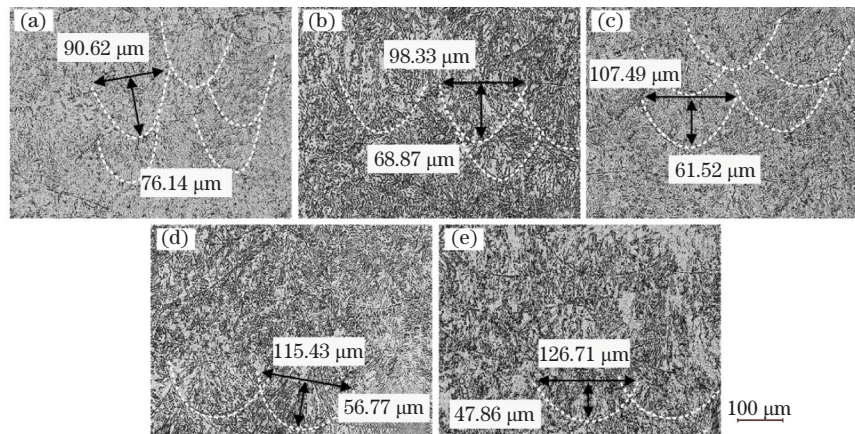


图 15 不同离焦量下的试样纵截面金相腐蚀形貌。(a) 0;(b) 1.5 mm;(c) 2.5 mm;(d) 3.5 mm;(e) 4.5 mm

Fig. 15 Metallographic corrosion morphology of sample longitudinal sections under different defocus distances.

(a) 0;(b) 1.5 mm;(c) 2.5 mm;(d) 3.5 mm;(e) 4.5 mm

图 16 为不同离焦量下试样 X 射线衍射(XRD)图谱。通过分析可知,试样内部主要成分为马氏体和奥氏体。随离焦量增大,马氏体衍射峰向右偏移,奥氏体衍射峰减弱。根据 Bragg 方程^[21]可知,衍射峰向右偏移时,衍射角 2θ 增加,晶格发生畸变。由于熔池温度随离焦量增大而降低,熔池冷却速率和过冷度增加,晶粒细化,同时有利于促进马氏体相

变,奥氏体含量减少。参考张佳琪等^[22]对 18Ni300 时效钢 SLM 成形的微观分析结果可知,离焦量由 $1.5\ \text{mm}$ 增大至 $3.5\ \text{mm}$ 时,晶粒尺寸由 $0.269\ \mu\text{m}$ 减小为 $0.176\ \mu\text{m}$,晶粒细化明显。因此,通过离焦量变化对材料微观组织进行调控的方法为提高材料力学性能提供了新的途径。

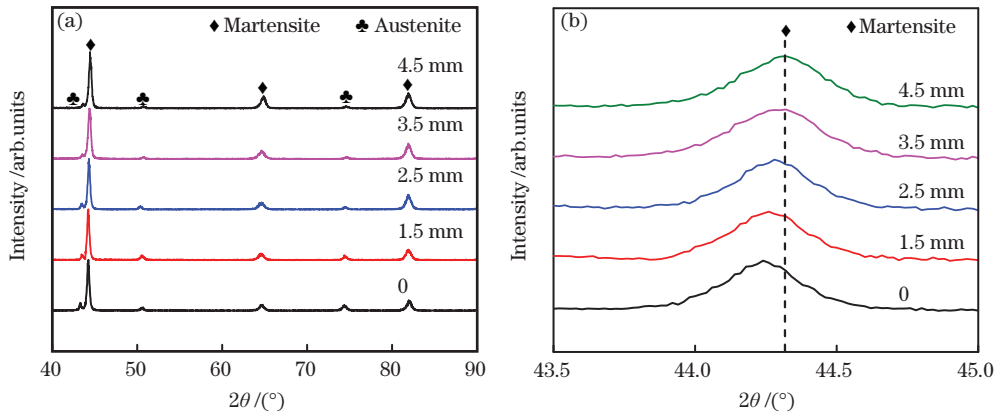


图 16 不同离焦量下试样的 XRD 图谱。(a) 衍射角度为 40°~90°; (b) 衍射角度为 43.5°~45°
 Fig. 16 XRD spectra of samples under different defocus distances. (a) Diffraction angle 40°~90°;
 (b) diffraction angle 43.5°~45°

3.5 离焦量对拉伸性能影响

离焦量拉伸实验的典型应力-应变曲线如图 17 所示, 曲线具有明显的弹性阶段和塑性变形阶段, 屈服平台较长, 拉伸实验结果列于表 4。由于 SLM 极高的冷却速率和非平衡条件, 在材料内部可以形成精细的晶内细胞网状结构(简称细胞结构)。在拉伸

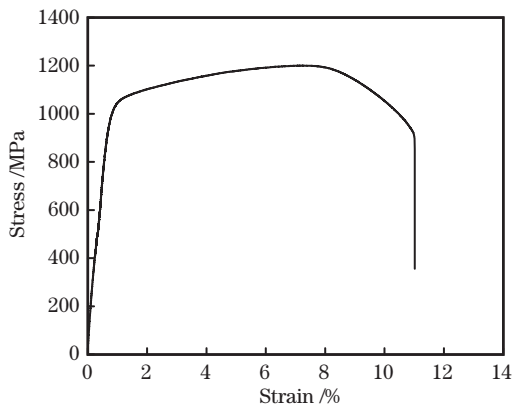


图 17 拉伸实验应力-应变曲线
 Fig. 17 Stress-strain curve in tensile test

表 4 不同离焦量下的拉伸实验结果

Defocus distance / mm	Tensile strength / MPa	Yield strength / MPa	Elongation / %
0	1128 ± 9	918 ± 15	12.24 ± 0.36
1.5	1141 ± 5	932 ± 9	13.52 ± 0.24
2.5	1184 ± 7	993 ± 6	17.13 ± 0.28
3.5	1218 ± 5	1046 ± 8	18.28 ± 0.33
4.5	1174 ± 13	954 ± 5	16.48 ± 0.45

加载过程中, 细胞结构可以变形到一定极限, 直至高应力将其撕裂, 从而试样具有优异的力学性能。丰富的亚晶界和高密度位错使得试样具有良好的韧塑性^[23]。当离焦量为 3.5 mm 时, 试样抗拉强度达到最高值 1218 MPa, 屈服强度为 1046 MPa。

为了进一步研究拉伸试样断裂机理, 对拉伸断口进行 SEM 观察, 如图 18 所示。当离焦量为 0 时, 断口表面较为粗糙, 没有出现缩颈现象。观察到大量尺寸由几十微米到两百微米不等的形似陨石坑的空洞, 放大后发现空洞内存在大量未熔金

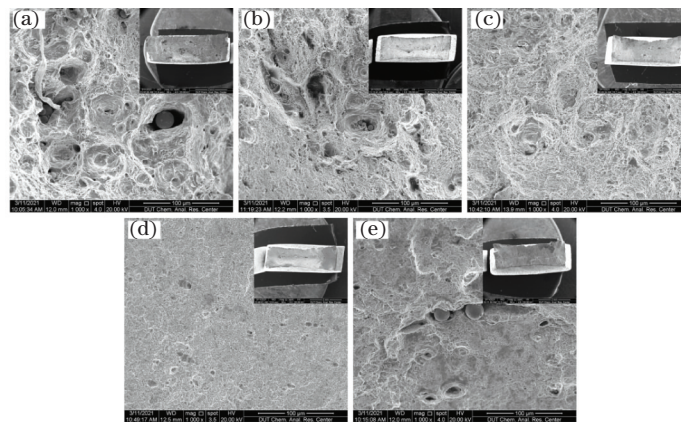


图 18 不同离焦量下拉伸断口 SEM 形貌。(a) 0; (b) 1.5 mm; (c) 2.5 mm; (d) 3.5 mm; (e) 4.5 mm
 Fig. 18 SEM morphology of tensile fracture under different defocus distances. (a) 0; (b) 1.5 mm; (c) 2.5 mm;
 (d) 3.5 mm; (e) 4.5 mm

属粉末, 韧窝尺寸较大且数量少, 表现出准解理断裂特征。随离焦量增大, 空洞数量减少, 韧窝数量增多, 拉伸断口缩颈现象明显, 呈现出典型的韧性断裂特征。当离焦量为 3.5 mm 时, 断口形貌存在密集的微米级等轴韧窝, 进一步验证了试样具有良好的韧性断裂特征。在拉伸过程中, 韧窝受力变形, 同时沿撕裂棱迅速生长, 形成韧性穿晶断裂。但是当离焦量为 4.5 mm 时, 断口表面较为平整, 塑性变形程度降低。经局部放大后, 可以发现微米级显微裂纹、未熔金属粉末和部分空洞, 并伴有少量韧窝, 表现为准解理断裂特征。

在低离焦量条件下, 由于光斑尺寸较小, 相邻熔道间接接率有限, 未熔或部分熔化金属粉末被保留在熔道间未重叠区域。同时, 由于能量密度过高, 层间过度重熔, 晶粒粗化, 晶界数量减少, 裂纹扩展阻力降低。当加载至材料拉伸极限时, 层间弱结合区域易被拉出, 在断裂表面形成坑状空洞, 导致局部材料的脆性断裂, 力学性能下降。离焦量过大时, 能量密度的降低导致粉末不完全熔化, 金属液相生成量减少, 熔体流动润湿性变差, 层间不能形成有效的冶金结合, 导致试样力学性能降低。

4 热处理力学性能

4.1 热处理微观组织与硬度

热处理试样的 XRD 图谱如图 19 所示。对比发

现, 经固溶处理的图谱中只能检测到马氏体峰, 而在时效试样内部存在奥氏体峰, 说明固溶试样内部奥氏体含量极低或没有奥氏体残留。经固溶时效后, 同样未能检测到奥氏体峰, 进一步说明固溶处理可以获得纯净马氏体组织, 不会产生逆转变奥氏体。图 20 和图 21 分别为热处理试样的金相和 SEM 显微形貌。可以看出: 固溶试样的熔道形貌完全消失并观察到典型板条马氏体; 经时效后仍能发现熔道边界且组织中存在的网状特征; 经固溶时效后, 熔道边界消失, 组织中存在大量精细板条马氏体, 原始奥氏体晶界清晰可见。同时, 在时效和固溶时效试样内存在少量白色颗粒, 对其进行 X 射线能谱(EDS)分析, 结果如图 22 所示。检测到颗粒的主要成分为

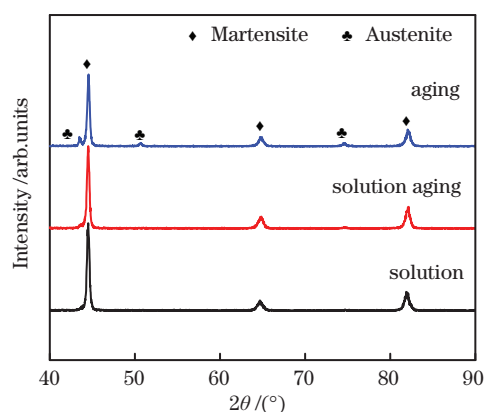


图 19 热处理试样 XRD 图谱

Fig. 19 XRD spectra of samples after heat treatment

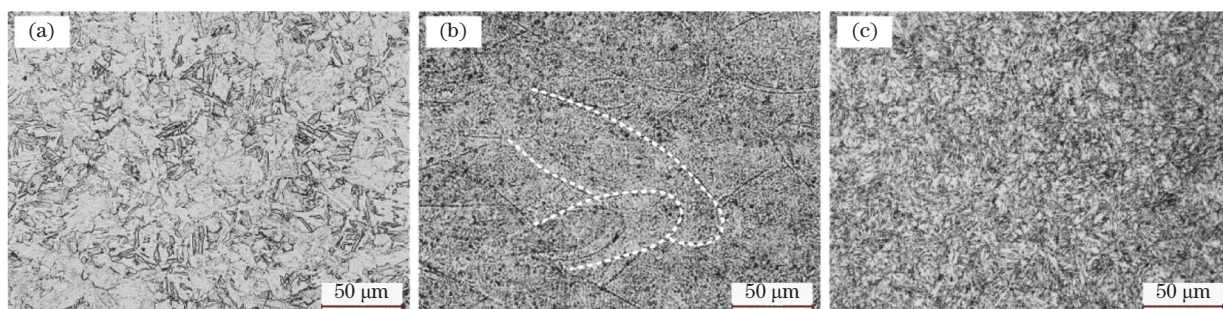


图 20 热处理金相显微形貌。(a)固溶;(b)时效;(c)固溶时效

Fig. 20 Metallographic morphology after heat treatment. (a)Solution; (b)aging; (c)solution aging

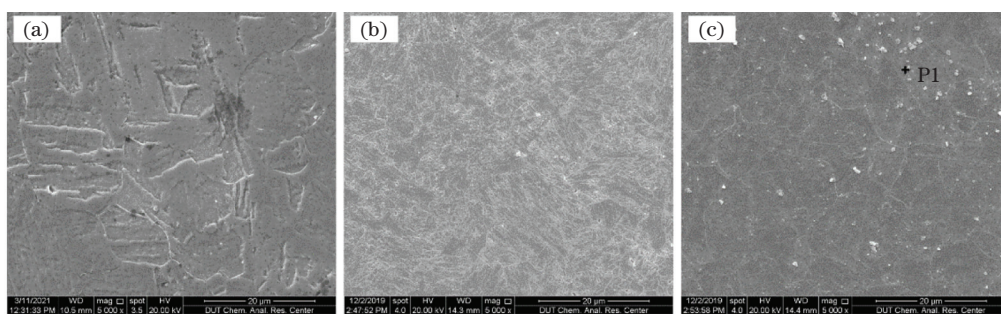


图 21 热处理 SEM 显微形貌。(a)固溶;(b)时效;(c)固溶时效

Fig. 21 SEM morphology after heat treatment. (a)Solution; (b)aging; (c)solution aging

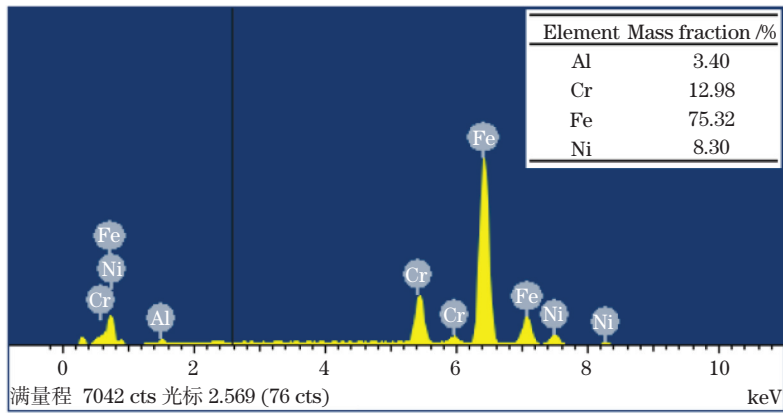


图 22 标记 P1 位置 EDS 分析结果

Fig. 22 Result of the EDS analysis at marking position P1

Fe、Cr、Ni 和 Al。根据 Sanjari 等^[24]研究表明, CX 不锈钢通过形成 NiAl 析出相得到强化。因此, 结合粉末化学成分和 EDS 分析结果, 推断析出的白色颗粒为 NiAl 金属间化合物。

热处理试样的横截面与纵截面硬度如图 23 和图 24 所示。随离焦量变化, 横截面与纵截面硬度大小较为相近, 变化规律大致相同。固溶时效后, 离焦

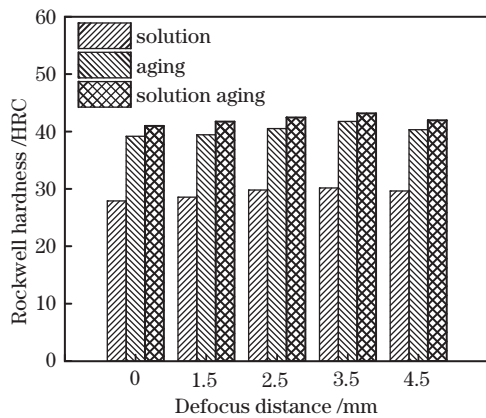


图 23 热处理横截面硬度

Fig. 23 Cross-section hardness after heat treatment

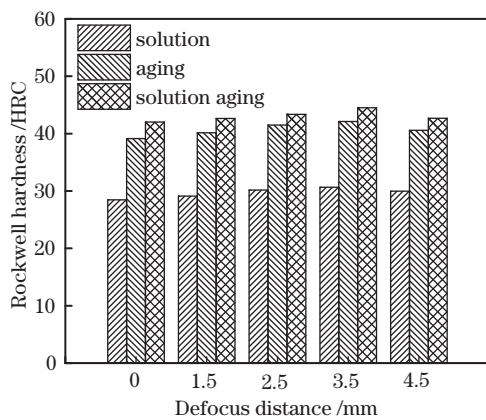


图 24 热处理纵截面硬度

Fig. 24 Longitudinal-section hardness after heat treatment

量为 3.5 mm 时, 试样的横截面与纵截面硬度达到最高值, 分别为 43.17 HRC 和 44.52 HRC。在固溶阶段, Ni、Al 等合金元素溶解于马氏体基体, 细胞结构的消失和残余应力的减小导致位错易于扩展, 硬度降低。经时效和固溶时效后, 基体中的元素析出, 形成精细的 NiAl 硬质第二相颗粒, 产生沉淀析出强化作用, 试样硬度显著提高。由于奥氏体含量影响, 时效试样硬度略低于固溶时效试样^[25]。

4.2 热处理拉伸性能

基于上述分析可知, 在确定激光功率和扫描速度等参数下, 不同离焦量试样的成形性能有所不同。离焦量过低时, 不稳定的熔池流动和不充分的熔道搭接造成试样力学性能较低; 而离焦量过大时, 较差熔融液相扩散浸润效应和层间重熔效应导致试样未熔合缺陷增多; 在适宜离焦量条件下, 熔道间良好的搭接性能和熔体流动扩散效应促进层间形成稳定冶金结合。由此得出, 在各离焦参数下, 均有相适应的获取高质量和性能的成形参数范围, 比如低离焦量时, 采用低功率和小间距的成形方式等。而文中侧重分析不同离焦参数的成形性能差异及影响机理, 综合考虑成形质量和打印效率等因素, 选取既定工艺参数下的适宜离焦量参数。

因此, 为对比不同热处理状态对试样力学性能的影响规律, 基于以上研究内容, 选取离焦量为 3.5 mm 的拉伸试样进行热处理, 所得拉伸应力-应变曲线如图 25 所示, 实验结果列于表 5。固溶处理后, SLM 成形的细胞结构消失, 残余应力和金属间化合物的减少降低了位错运动阻力, 从而导致抗拉强度降低; 经时效处理, 马氏体基体中大量沉淀颗粒的形成使得试样抗拉强度显著提高, 达到 1678 MPa, 但延伸率相比打印态试样降低了 34.14%; 固溶时

效后,试样抗拉强度达到最高值 1746 MPa,相比打印态试样提高了 43.35%。抗拉强度与硬度的提高机理相同,原因在于硬质第二相颗粒 NiAl 的沉淀析出强化作用。在加载过程中,运动位错需要破坏或绕过这些颗粒,才能使滑移变形继续。因此需要施加更多的应力,从而产生强化效果,然而这也导致试样脆性增加,延伸率进一步降低。

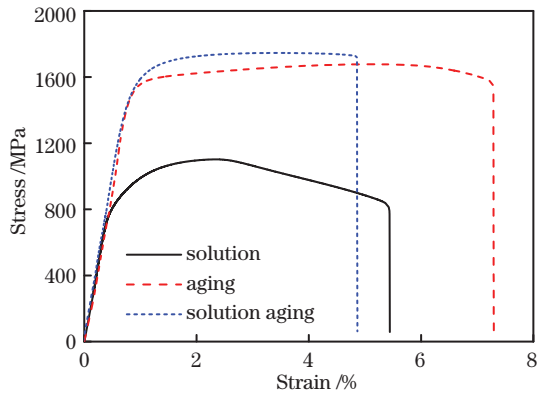


图 25 拉伸实验应力-应变曲线

Fig. 25 Stress-strain curve in intensile test

表 5 热处理拉伸实验结果

Table 5 Tensile test results after heat treatment

Heat treatment	Tensile strength / MPa	Yield strength / MPa	Elongation / %
Solution	1102±8	704±11	8.72±0.38
Aging	1678±3	1401±15	12.04±0.52
Solution aging	1746±10	1489±27	6.36±0.79

图 26 为不同热处理后拉伸断口 SEM 形貌。固溶试样断口表面存在缩颈现象,观察到较多由惰性气体夹杂或合金元素蒸发形成的微小孔洞。在拉伸过程中,孔洞附近产生应力集中,并作为裂纹源迅速扩展,导致抗拉强度和延伸率降低。在低应力水平时发生的裂纹扩展和未熔金属粉末脱粘,导致应力-应变曲线在线弹性阶段过早的偏离和下降^[26]。经时效和固溶时效后,断口形貌较为平整并与拉伸载荷方向近似垂直,缩颈现象消失。断口表面存在明显的河流状花样和台阶状断裂样式,表现出脆性和韧性共同作用的准解理断裂特征。

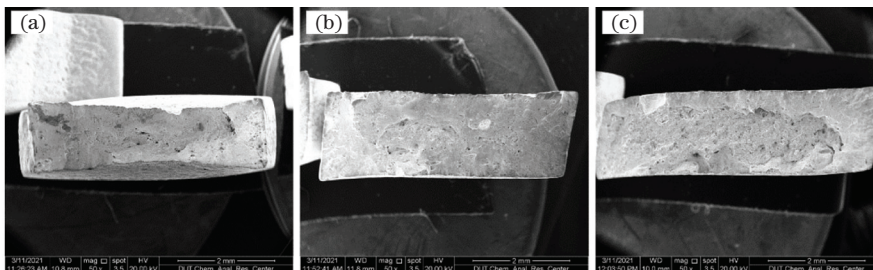


图 26 拉伸断口 SEM 形貌。(a)固溶;(b)时效;(c)固溶时效

Fig. 26 SEM morphology of tensile fracture. (a)Solution; (b)aging; (c)solution aging

图 27 为拉伸断口高倍 SEM 形貌。在固溶试样断口表面观察到大量微米级等轴韧窝,表明断裂

机制为韧性断裂,韧性断裂总是穿晶断裂。经时效后,断口表面存在大量尺寸和形状不一的韧窝以及

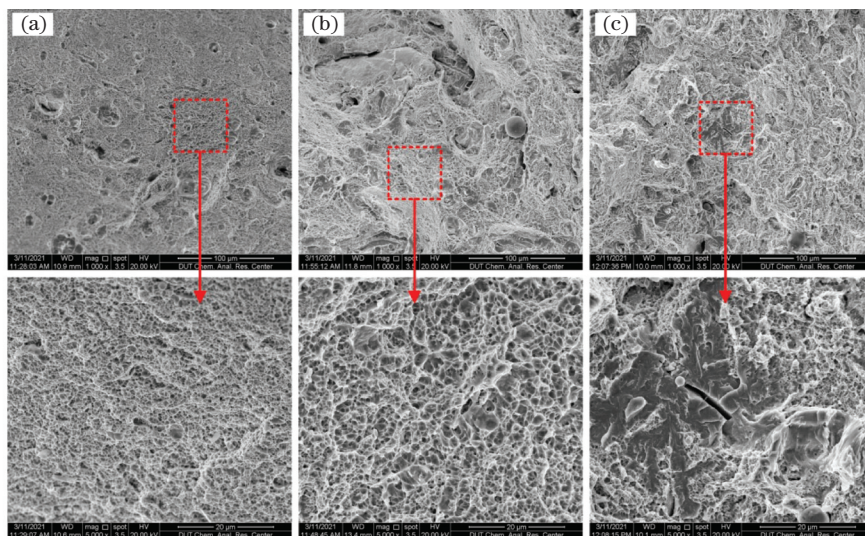


图 27 拉伸断口高倍 SEM 形貌。(a)固溶;(b)时效;(c)固溶时效

Fig. 27 High-magnification SEM morphology of tensile fracture. (a) Solution; (b) aging; (c) solution aging

河流状形貌, 韧窝尺寸明显增大, 断裂形式主要为穿晶断裂和沿晶断裂。经固溶时效后, 断口以河流状形貌为主, 并伴有少量浅变形韧窝, 断裂特征表现为沿晶断裂, 同时存在少量穿晶断裂。在断口表面发现微米级显微裂纹, 裂纹的发展主要受准解理机制的控制, 这也是延伸率明显降低的原因。

5 结 论

研究了离焦量对 SLM 成形 CX 不锈钢试样致密度、硬度、表面粗糙度及热处理前后力学性能的影响规律, 发现离焦量对 SLM 试样的成形质量和力学性能存在较大影响。1) 基于单熔道实验确定了 CX 不锈钢 SLM 成形的工艺窗口, 由过度熔化、稳定熔化和不完全熔化三个区域组成。在稳定熔化区域形成的熔道连续且平直, 熔体表现出良好的熔融润湿效应。2) SLM 成形 CX 不锈钢试样的致密度和硬度随离焦量增加表现出先增大后降低趋势。离焦量为 3.5 mm 时, 熔体流动润湿效应改善, 层间形成良好冶金结合, 试样横截面与纵截面硬度最高为 35.94 HRC 和 36.82 HRC, 拉伸断口呈典型韧性断裂特征, 抗拉强度最高为 1218 MPa。3) 经固溶时效热处理后, 由于硬质第二相颗粒 NiAl 的沉淀析出强化作用, 离焦量为 3.5 mm 时, 试样的横截面与纵截面硬度最高为 43.17 HRC 和 44.52 HRC, 抗拉强度最高为 1746 MPa, 均高于固溶和时效热处理时的结果。

参 考 文 献

- [1] Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500002.
顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 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): 0500002.
- [2] Tian J, Wei Q S, Zhu W Z, et al. Selective laser melting process and mechanical properties of Cu-Al-Ni-Ti alloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(3): 0302001.
田健, 魏青松, 朱文志, 等. Cu-Al-Ni-Ti 合金激光选区成形工艺及其力学性能[J]. 中国激光, 2019, 46(3): 0302001.
- [3] 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.
- [4] Lee J, Choe J, Park J, et al. Microstructural effects on the tensile and fracture behavior of selective laser melted H13 tool steel under varying conditions[J]. Materials Characterization, 2019, 155: 109817.
- [5] Asgari H, Mohammadi M. Microstructure and mechanical properties of stainless steel CX manufactured by direct metal laser sintering[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 709: 82-89.
- [6] Mooney B, Kourousis K I, Raghavendra R. Plastic anisotropy of additively manufactured maraging steel: influence of the build orientation and heat treatments [J]. Additive Manufacturing, 2019, 25: 19-31.
- [7] Tan C L, Zhou K S, Ma W Y, et al. Microstructural evolution, nanoprecipitation behavior and mechanical properties of selective laser melted high-performance grade 300 maraging steel[J]. Materials & Design, 2017, 134: 23-34.
- [8] Mutua J, Nakata S, Onda T, et al. Optimization of selective laser melting parameters and influence of post heat treatment on microstructure and mechanical properties of maraging steel[J]. Materials & Design, 2018, 139: 486-497.
- [9] Qu S, Li L J, Hou M S, et al. Methods to improve accuracy of laser scanning projection system[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2018, 55(2): 020801.
曲松, 李丽娟, 侯茂盛, 等. 提高激光扫描投影系统精度的方法研究[J]. 激光与光电子学进展, 2018, 55(2): 020801.
- [10] Pirgazi H, Sanjari M, Tamimi S, et al. Texture evolution in selective laser melted maraging stainless steel CX with martensitic transformation[J]. Journal of Materials Science, 2021, 56(1): 844-853.
- [11] Dong D D, Chang C, Wang H, et al. Selective laser melting (SLM) of CX stainless steel: theoretical calculation, process optimization and strengthening mechanism [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 73: 151-164.
- [12] Bean G E, Witkin D B, McLouth T D, et al. Effect of laser focus shift on surface quality and density of Inconel 718 parts produced via selective laser melting [J]. Additive Manufacturing, 2018, 22: 207-215.
- [13] Bertoli U S, Wolfer A J, Matthews M J, et al. On the limitations of volumetric energy density as a design parameter for selective laser melting [J]. Materials & Design, 2017, 113: 331-340.
- [14] Song B, Dong S J, Coddet P, et al. Fabrication of NiCr alloy parts by selective laser melting: columnar microstructure and anisotropic mechanical behavior [J]. Materials & Design, 2014, 53: 1-7.
- [15] Cao L C, Zhou Q, Han Y F, et al. Review on intelligent monitoring of defects and process control of selective laser melting additive manufacturing [J/O]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica: 1-37.

- [2021-04-25]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.1929.V.20201209.1048.010.html>.
- 曹龙超, 周奇, 韩远飞, 等. 激光选区熔化增材制造缺陷智能监测与过程控制综述[J/OL]. 航空学报: 1-37. [2021-04-25]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.1929.V.20201209.1048.010.html>.
- [16] Khairallah S A, Anderson A T, Rubenchik A, et al. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones [J]. *Acta Materialia*, 2016, 108: 36-45.
- [17] Qiu C L, Panwisawas C, Ward M, et al. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting [J]. *Acta Materialia*, 2015, 96: 72-79.
- [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] McLouth T D, Bean G E, Witkin D B, et al. The effect of laser focus shift on microstructural variation of Inconel 718 produced by selective laser melting [J]. *Materials & Design*, 2018, 149: 205-213.
- [20] Yasa E, Deckers J, Kruth J P. The investigation of the influence of laser re-melting on density, surface quality and microstructure of selective laser melting parts [J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2011, 17(5): 312-327.
- [21] Chen S, Tao F H, Jia C Z. Microstructure and micro-hardness of 4Cr5MoSiV1 die steels fabricated by selective laser melting [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(1): 0102007.
- 陈帅, 陶凤和, 贾长治. 选区激光熔化 4Cr5MoSiV1 模具钢显微组织及显微硬度研究 [J]. *中国激光*, 2019, 46(1): 0102007.
- [22] Zhang J Q, Wang M J, Liu J Y, et al. Influence of defocusing distance on microstructure and mechanical properties of 3D-printed 18Ni-300 maraging steel [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(5): 0502004.
- 张佳琪, 王敏杰, 刘建业, 等. 离焦量对 3D 打印 18Ni-300 马氏体时效钢组织和力学性能的影响 [J]. *中国激光*, 2020, 47(5): 0502004.
- [23] Zhong Y, Liu L F, Wikman S, et al. Intragranular cellular segregation network structure strengthening 316L stainless steel prepared by selective laser melting [J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2016, 470: 170-178.
- [24] Sanjari M, Hadadzadeh A, Pirgazi H, et al. Selective laser melted stainless steel CX: role of built orientation on microstructure and micro-mechanical properties [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 786: 139365.
- [25] Chang C, Yan X C, Bolot R, et al. Influence of post-heat treatments on the mechanical properties of CX stainless steel fabricated by selective laser melting [J]. *Journal of Materials Science*, 2020, 55(19): 8303-8316.
- [26] Liverani E, Toschi S, Ceschini L, et al. Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 249: 255-263.

Effect of Defocus Distance on Formability of CX Maraging Stainless Steel by Selective Laser Melting

Zhang Liangliang¹, Wang Minjie^{1*}, Zhang Jiaqi¹, Liu Jianye², Niu Liuhui², Wang Jinhai²

¹ School of Mechanical Engineering, Dalian University of Technology, Dalian, Liaoning 116024, China;

² Guangdong Hanbang 3D Tech Co., Ltd., Zhongshan, Guangdong 528427, China

Abstract

Objective As one of the most promising additive manufacturing technologies, selective laser melting (SLM) is commonly used in metal mold forming. However, there are few types of materials used for SLM forming of the metal mold. Most die steels are prone to crack and porosity because of the effect of carbon content, limiting the application of SLM in metal mold manufacturing. A new type of maraging stainless steel, SS-CX (corrax stainless steel, referred to as CX stainless steel), can exhibit excellent mechanical strength and good corrosion resistance through the intermetallic compound precipitation and has a lower carbon content, which is considered to be an ideal candidate material for manufacturing metal mold. Because of the novelty of CX stainless steel, its SLM forming has not been systematically studied. The process parameters of SLM forming have been widely studied. Among them, defocus distance as one of the important parameters is rarely reported. The spot size and energy density can be adjusted, and

the molten pool shape can be effectively controlled by changing the defocus distance, which is helpful to improve the production efficiency and obtains high-density parts. This study reports the CX stainless steel samples formed through SLM based on defocus parameters, combined with microstructure observation, phase analysis and experimental research, and the sample's printing quality and forming performance. We believe that the research results obtained will provide a valuable reference for the SLM forming of CX stainless steel and help expand SLM's range of materials used for metal mold manufacturing.

Methods First, the SLM forming process of CX stainless steel is optimized and a reasonable process window is established by conducting the single weld channel test combined with the cross-section observation. Then, the square and tensile specimens are formed through SLM based on different defocus distances. The effects of defocus distance on the sample's density, hardness, and surface roughness are analyzed through optical microscopy and scanning electron microscopy. Then, the microstructure and phase composition of the sample are studied using metallurgical microscope and X-ray diffraction. The effect of the mechanical properties of the sample is studied before and after heat treatment. The samples' microstructure evolution and strengthening mechanism after solution, aging, and solution aging heat treatment are then investigated using metallographic observation, scanning electron microscopy, X-ray diffraction, energy dispersive spectroscopy, and hardness testing. Furthermore, the variation of mechanical properties of the sample before and after heat treatment is investigated in combination with the tensile test.

Results and Discussions In the SLM forming process window, the welding channel in the stable melting region is continuous and straight and the cross section shows a fine wetting effect (Fig. 6). The density and hardness of the sample are first increased and then decreased with the change of defocus distance, whereas the variation of surface roughness is opposite (Fig. 12). The main composition of the sample is martensite and austenite. The grain refinement is visible as the defocus distance increases, which is beneficial in promoting martensitic transformation. Simultaneously, the tensile fracture transitions from quasi-cleavage to ductile fracture (Fig. 18), the number of dimples increases, and the mechanical properties considerably improve. However, excessive defocus distance leads to incomplete powder melting and reduces the sample's mechanical properties (Table 4). In addition, some differences are present in the microstructure and tensile fracture morphology of different heat-treated samples. After solution aging heat treatment, the boundary of the welding channel disappears; a large number of lath martensite exist in the structure. Meanwhile, the hard second phase particles of NiAl are precipitated to produce a precipitation strengthening effect. Consequently, the hardness and tensile properties of the sample are considerably improved, the tensile fracture appears as river-like morphology with a few shallow deformation dimples, exhibiting quasi-cleavage fracture characteristics (Fig. 27).

Conclusions The single weld channel test is used in this study to determine the SLM process window of CX stainless steel, which includes severe melting, stable melting, and incomplete melting regions. The molten liquid phase, for example, exhibits a good melt-wetting effect in the stable melting region. The shorter defocus distance causes an excessively high laser energy density, molten pool instability, and increased spheroidization. The results show that the density and hardness of the sample are reduced and the surface roughness is increased. The tensile characteristic shows quasi-cleavage fracture. With the increase in the defocus distance, the suitable energy density and spot size are conducive to forming a good metallurgical bond between the adjacent weld channels and layers and the sample's mechanical properties are improved. Under the condition of 3.5 mm defocus distance, the sample's maximum cross-section and longitudinal-section hardness are 35.94 HRC and 36.82 HRC, respectively, and the surface roughness is $7.315 \mu\text{m}$. The tensile fracture mechanism is transformed into ductile fracture characteristics, and the maximum tensile strength is 1218 MPa. Simultaneously, the sample's mechanical properties are considerably improved after the solution aging heat treatment due to the precipitation and precipitation strengthening effect of the hard second phase NiAl. The maximum hardness of the cross section and longitudinal section is 43.17 HRC and 44.52 HRC, respectively, and the tensile strength is 1746 MPa, which is 43.35% higher than that of the printed sample. When the defocus distance increases excessively, the laser energy density and penetration depth decrease and the liquid melt's diffusion and infiltration effects become poor. Unmelted metal powder is present between the layers, resulting in the decrease of the density and mechanical properties of the sample.

Key words laser technique; selective laser melting; defocus distance; CX maraging stainless steel; mechanical property

OCIS codes 140.3390; 140.3295; 160.3900