

DOI: 10.11973/jxgccl202210009

12Cr9NiAlMo 模具钢的选区激光熔化成形工艺优化及热处理后的组织和性能

王金海¹, 仪传明^{2,3}, 肖 罡^{2,3}, 万可谦², 王文韞³

(1. 广东汉邦激光科技有限公司, 中山 528427; 2. 江西科骏实业有限公司, 南昌 330100;
3. 湖南大学, 汽车车身先进设计制造国家重点实验室, 长沙 410082)

摘要: 通过正交试验研究了激光功率、扫描间距、扫描速度等工艺参数对选区激光熔化成形 12Cr9NiAlMo 模具钢相对密度的影响, 获得最佳工艺参数; 研究了固溶时效处理后最优工艺成形试样的组织和性能。结果表明: 激光功率对成形试样相对密度的影响程度最大, 其次为扫描间距, 最优工艺参数为激光功率 325 W、扫描间距 0.10 mm、扫描速度 1 000 mm·s⁻¹, 此时相对密度为 99.22%; 热处理后最优工艺成形试样中部分残余奥氏体转变为马氏体, 并析出大量细小 NiAl 相, 抗拉强度、屈服强度和硬度相比于未热处理分别提高了 62.1%, 59.6%, 41.2%, 断后伸长率和冲击吸收功降低了 40.0%, 81.3%。

关键词: 12Cr9NiAlMo 模具钢; 选区激光熔化; 固溶时效处理

中图分类号: TH162; TG146

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2022)10-0049-07

Selective Laser Melting Forming Process Optimization of 12Cr9NiAlMo Die Steel and Microstructure and Properties after Heat Treatment

WANG Jinhai¹, YI Chuanming^{2,3}, XIAO Gang^{2,3}, WAN Keqian², WANG Wenyun³

(1. Guangdong Hanbang 3D Tech Co., Ltd., Zhongshan 528427, China;

2. Jiangxi Kmax Industrial Co., Ltd., Nanchang 330100, China; 3. State Key Laboratory of

Advanced Design and Manufacturing for Vehicle Body, Hunan University, Changsha 410082, China)

Abstract: The influence of laser power, scanning spacing and scanning speed on the relative density of selective laser melting formed 12Cr9NiAlMo steel was studied by orthogonal experiments, and the optimal process parameters were obtained. The structure and properties of samples formed by the optimal process after solution and aging treatment were studied. The results show that the laser power had the greatest effect on the relative density of the formed samples, followed by the scanning spacing. The optimal process parameters were laser power of 325 W, scanning space of 0.10 mm, and scanning speed of 1 000 mm·s⁻¹, and the relative density was 99.22%. After heat treatment, part of the residual austenite in samples formed by the optimal process was transformed to martensite, and a large number of fine NiAl phase precipitated. The tensile strength, yield strength and hardness increased by 62.1%, 59.6%, 41.2%, and the percentage elongation after fracture and impact absorbing energy decreased by 40.0%, 81.3%, comparing with those without heat-treatment.

Key words: 12Cr9NiAlMo die steel; selective laser melting; solution and aging treatment

收稿日期: 2022-05-06; 修订日期: 2022-09-15

基金项目: 国家自然科学基金面上资助项目(52075159); 国家金属材料
近净成形工程技术研究中心开放基金资助项目(2020013);
江西省教育厅科学技术研究项目(GJJ203001, GJJ213013);
湖南省自然科学基金资助项目(2020JJ5187, 2022JJ30019)

作者简介: 王金海(1987—), 男, 广东中山人, 工程师, 硕士

通信作者: 肖罡教授

0 引言

模具对大批量生产的现代工业非常重要, 随着工业技术的发展, 模具的设计和制备工艺也取得了快速发展^[1-2]。传统的机械加工和电火花加工等模具加工方法存在制造周期长、精度差以及难于进行复杂制造等问题^[3], 而且传统方法加工的模具冷却

水路基本为直线型,存在冷却不均匀、冷却时间较长等问题,导致生产的产品出现翘曲变形等缺陷,因此已无法满足现代工业的要求^[4-5]。选区激光熔化(selective laser melting, SLM)技术是3D打印领域中最具发展潜力的技术之一,该技术采用高能激光束对粉末进行逐层扫描,粉末受热熔化凝固成形,可制造出形状复杂的产品^[6-8]。与传统加工方法相比,SLM能制造出高精度、复杂随形水路的模具型芯和型腔,极大缩短熔体充型时模具的冷却时间和模具的制造周期。

18Ni300 马氏体时效钢在增材制造注塑模具中的应用十分广泛,但其耐腐蚀性能一般,内部的随形水路容易生锈,导致模具的使用寿命降低^[9]。316L 不锈钢具有良好的耐腐蚀性能,但抗拉强度和硬度较低,不太适合制造高强度模具^[10]。S136 马氏体不锈钢的铬含量高,耐腐蚀性能和力学性能优异,但是其含碳量较高,在 SLM 成形过程中会形成较大的内应力,易使成形零件开裂^[11]。针对上述问题,研究者基于铁基合金成分开发了 12Cr9NiAlMo 不锈钢。该钢属于低碳马氏体沉淀不锈钢,化学成分中含有质量分数约 12% 的铬和 9% 的镍,不仅具有良好的抗氧化和酸性气体腐蚀能力,而且具有较好的力学性能,因此成为制造具有随形水路金属模具的候选材料之一^[12]。伴随定制化产品的市场需求及 SLM 技术的快速发展,急需探索适用于 12Cr9NiAlMo 模具钢的 SLM 成形工艺,但是目前鲜见该钢的 SLM 成形和热处理工艺方面的报道。

为了实现 12Cr9NiAlMo 模具钢的 SLM 成形工艺优化以及成形件服役性能的提升,作者采用 SLM 工艺制备了 12Cr9NiAlMo 模具钢试样,通过正交试验研究了激光功率、扫描间距、扫描速度等工艺参数对成形试样相对密度的影响规律,获得最佳工艺参数,同时研究了 900 °C × 1 h 固溶处理 + 530 °C × 3 h 时效处理后 SLM 成形试样的显微组织和力学性能。

1 试样制备与试验方法

试验原料为旋转电极生产的 12Cr9NiAlMo 模具钢粉末,由西安欧中材料科技有限公司提供,化学成分如表 1 所示,粉末粒径范围为 15~55 μm;该粉末的微观形貌如图 1 所示,可见粉末颗粒主要呈球形和近球形。采用 HBD-280 型金属 3D 打印设备进行选区激光熔化成形试验,设备内置功率为 500 W 的光纤激光器,激光波长为 1070 nm,光斑直径约

表 1 12Cr9NiAlMo 模具钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of 12Cr9NiAlMo die steel

元素	Cr	Ni	Al	Mo	Si	C	Fe
质量分数/%	11.74	9.5	1.67	1.45	0.06	0.031	余

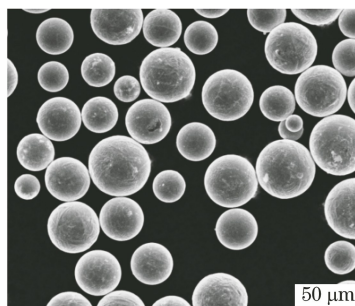


图 1 12Cr9NiAlMo 钢粉末的微观形貌

Fig. 1 Micromorphology of 12Cr9NiAlMo steel powder

为 75 μm,打印过程充入体积分数 99.99% 的高纯氩气进行保护,打印室内氧体积分数低于 $1\ 000 \times 10^{-6}$ 。成形过程中采用分区条形扫描策略,扫描路径如图 2 所示,逐层旋转 67°,固定铺粉厚度 50 μm。采用 $L_9(3^3)$ 正交试验方法研究激光功率、扫描速度和扫描间距对 SLM 成形试样相对密度的影响,正交试验的因素和水平如表 2 所示,制备块状试样的尺寸为 10 mm × 10 mm × 10 mm,相对密度由阿基米德排水法测定。根据正交试验确定的最优 SLM 成形工艺参数,采用相同的方法制备如图 3 所示的棒状拉伸试样和 V 型缺口冲击试样。对成形试样进行热处理,其工艺为 900 °C × 1 h 空冷的固溶处理 + 530 °C × 3 h 随炉冷却的时效处理。

表 2 正交试验因素与水平

Table 2 Factor and level for orthogonal test

水平	因素		
	A:激光功率/ W	B:扫描速度/ (mm·s ⁻¹)	C:扫描间距/ mm
1	300	850	0.09
2	325	1 000	0.10
3	350	1 150	0.11

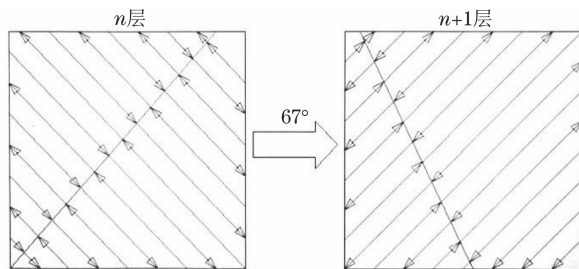


图 2 条形分区扫描策略示意

Fig. 2 Diagram of strip partition scanning strategy

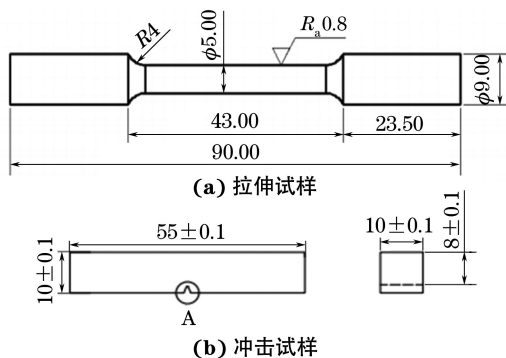


图3 拉伸试样和冲击试样的尺寸

Fig.3 Dimension of tensile sample (a) and impact sample (b)

采用光学显微镜观察成形试样的表面形貌,采用 TR200 型表面粗糙度仪测成形试样的表面粗糙度。对试样进行超声波清洗、粗磨、抛光后,用 CDM-806C 型光学显微镜(OM)观察试样缺陷形貌;再用 1 g $\text{CuCl}_2 + 25 \text{ mL HCl} + 25 \text{ mL HNO}_3 + 150 \text{ mL H}_2\text{O}$ 组成的混合溶液腐蚀约 60 s 后,用 CDM-806C 型光学显微镜和 QUANTA 450 型扫描电子显微镜(SEM)观察热处理前后成形试样的显微组织。采用 D/Max 2400 型 X 射线衍射仪(XRD)进行物相分析,采用铜靶, K_α 射线,功率为 12 kW,扫描范围为 $40^\circ \sim 90^\circ$,扫描速率 $5^\circ \cdot \text{min}^{-1}$ 。采用 DigiRock DR3 型洛氏硬度计测试样的硬度,载荷为 1 470 N,保载时间为 5 s。按照 GB/T 228—2010,采用 C51.105 型电子万能拉伸试验机进行室温拉伸试验,拉伸速度为 $1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ 。按照 GB/T 229—2020,采用 PTM2302-C1 型夏比摆锤冲击试验机进行室温冲击试验,冲击能量为 300 J,冲击速度为 $5 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 。采用 QUANTA 450 型 SEM 和 JEM-2100 型透射电镜(TEM)观察断口的微观形貌,用附带的能谱仪(EDS)进行微区成分分析。

2 试验结果与讨论

2.1 工艺参数优化

由表 3 可知: SLM 工艺参数对 SLM 成形

12Cr9NiAlMo 模具钢相对密度的影响按由大到小的顺序排列为激光功率、扫描间距、扫描速度;最优工艺为 A2B2C2,激光功率 325 W、扫描速度 $1\,000 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 、扫描间距 0.1 mm。采用该最优 SLM 工艺制备 12Cr9NiAlMo 模具钢试样,测得其相对密度为 99.22%,高于表 3 中的 9 组正交试验结果,证明了正交试验的有效性。

表3 SLM 工艺参数正交试验结果

Table 3 Orthogonal test results of SLM process parameters

项目	激光功率/ W	扫描速度/ ($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$)	扫描间距/ mm	相对密度/ %
1 [#]	300	850	0.09	99.02
2 [#]	300	1 000	0.10	99.13
3 [#]	300	1 150	0.11	97.82
4 [#]	325	850	0.10	99.10
5 [#]	325	1 000	0.11	99.16
6 [#]	325	1 150	0.09	99.18
7 [#]	350	850	0.11	99.05
8 [#]	350	1 000	0.09	99.07
9 [#]	350	1 150	0.10	99.20
$\bar{I}_1$	98.66	99.06	99.09	
$\bar{II}_2$	99.15	99.12	99.14	
$\bar{III}_3$	99.11	98.73	98.68	
R	0.49	0.39	0.47	

由于在 SLM 过程中关键工艺参数会相互产生影响,因此采用激光体能量密度(简称能量密度)进一步分析相对密度的变化规律,能量密度 E 的表达式^[13]为

$$E = \frac{P}{\delta v S} \quad (1)$$

式中: P 为激光功率, W; δ 为铺粉厚度, μm ; v 为扫描速度, $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$; S 为扫描间距, mm。

由图 4 可知,当能量密度为 $47.43 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 时(激光功率 300 W、扫描速率 $1\,150 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 、扫描间距 0.11 mm),成形试样内部存在不规则的未熔合缺

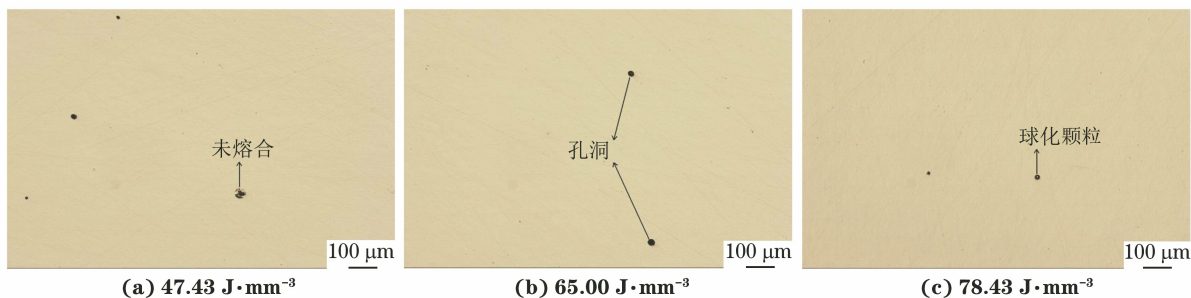


图4 不同能量密度下成形试样中的典型缺陷

Fig.4 Typical defects of formed samples under different energy densities

陷,最大缺陷尺寸为 $41\ \mu\text{m}$,这是由于此时能量密度太低,不足以将粉末完全熔化,形成的熔池尺寸小,温度低,且熔体黏度和表面张力较大,熔池流动性较差,不能充分铺展,因此熔池之间搭接处出现未熔合缺陷^[14],且未熔合缺陷的尺寸较大。这使得成形试样的相对密度显著减小。随着能量密度的增加,熔池温度升高,液态金属的流动性提升,未熔合缺陷逐渐减少。当能量密度达到 $65.00\ \text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$ (最优工艺参数),成形试样内部仅存在少量由液态金属气化而产生的球形孔洞缺陷,缺陷尺寸较小,因此相对密度增大。当能量密度增加至 $78.43\ \text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时(激光功率 $300\ \text{W}$ 、扫描速度 $850\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 、扫描间距 $0.09\ \text{mm}$),由于热量输入过多,粉末熔化形成的熔池内部对流剧烈,从而加剧液态金属气化进而形成球形孔洞;由于激光能量呈高斯分布,受激光辐射的熔池内部具有明显的温度差异,导致液相流动并形成 Marangoni 效应,增大了 SLM 过程中飞溅的产生,这些飞溅液滴在空气中凝固成金属小颗粒,有些颗粒落到已凝固的金属表面,有些颗粒则落入到

熔池内,且伴随熔池的冷却凝固而被包裹在内部,继而产生球化现象^[15];这些球化颗粒会影响 SLM 过程中的铺粉质量,导致相对密度较低。

由图 5 可知,当能量密度为 $47.43\ \text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时,输入的能量密度低,形成的液相金属温度低,黏度大^[16],流动性差,使得熔道不连续,宽度不均匀,熔道间的搭接效果差,同时为维持液相金属表面与周边介质表面组成的体系的自由能最小,在表面张力作用下,液相金属向内收拢形成球状以达到平衡^[17],导致成形试样表面存在大量细小的球形颗粒,从而增大表面粗糙度,此时表面粗糙度 R_a 为 $6.15\ \mu\text{m}$ 。当能量密度为 $65.00\ \text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时,输入的能量密度较适宜,凝固形成的表面熔道较均匀,表面粗糙度较小, R_a 为 $5.51\ \mu\text{m}$ 。当能量密度为 $78.43\ \text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时,输入的能量密度过高,液相金属的流动性加剧,导致 SLM 过程中出现飞溅现象,造成表面形成较大的球形颗粒,同时能量过高还使得金属粉末过熔,熔池中熔体的量较多,氧化程度较高,导致球化现象更明显^[18],此时表面粗糙度较大, R_a 为 $5.83\ \mu\text{m}$ 。

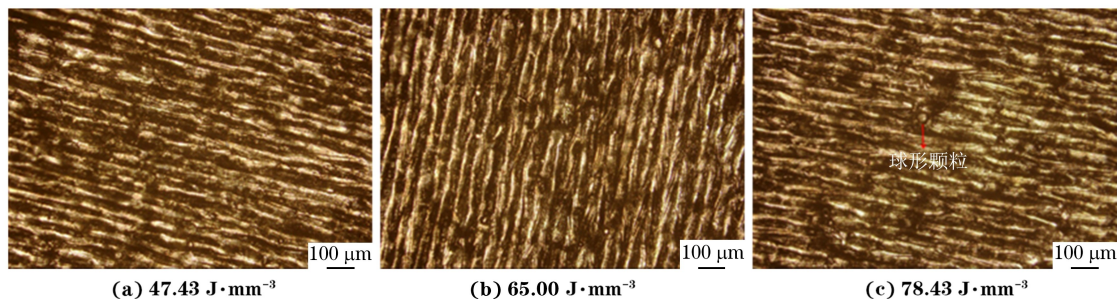


图 5 不同能量密度下成形试样的表面形貌

Fig. 5 Surface morphology of formed samples under different energy densities

2.2 热处理对最优工艺成形试样显微组织的影响

12Cr9NiAlMo 钢中的铬质量分数约为 12% ,依据 Fe-Cr 二元合金相图^[19],在加热与冷却过程会出现奥氏体和铁素体的相变过程以及奥氏体和

马氏体的相变过程。由图 6 可知:未热处理(热处理前)最优工艺成形试样的熔道边界清晰,熔道呈抛物状层层重叠,主要组织为细小的层片状马氏体;热处理后成形试样的熔道边界消失,组织为板

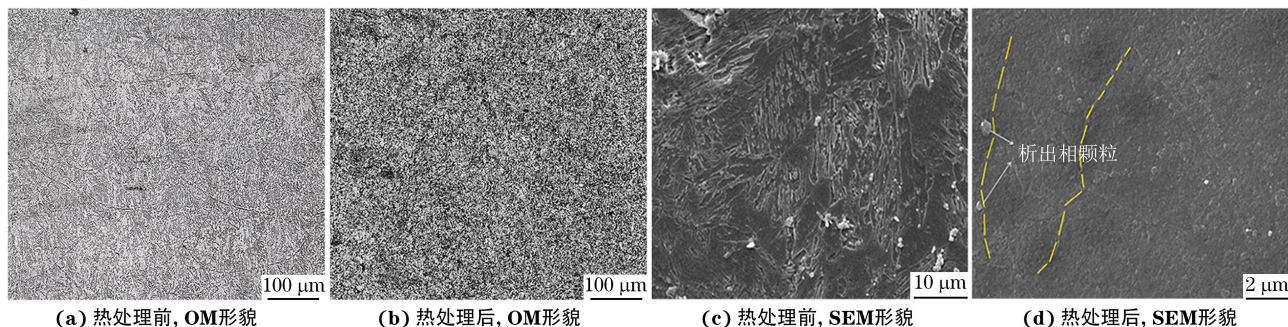


图 6 热处理前后最优 SLM 工艺成形试样的 OM 形貌和 SEM 形貌

Fig. 6 OM morphology (a-b) and SEM morphology (c-d) of samples formed by optimal SLM process before (a, c) and after (b, d) heat treatment

条状马氏体,与未热处理的试样相比,此时马氏体分布更加均匀,且在晶界处析出沉淀相颗粒。

由图 7 可知,热处理前后最优 SLM 工艺成形试样的组织主要为马氏体和少量残留奥氏体,且热处理前成形试样的奥氏体含量较高。SLM 过程中极高的冷却速率会抑制碳化物的产生,使得合金元素固溶于奥氏体中,从而提高奥氏体的稳定性^[20],因此 SLM 成形试样组织中存在更高含量的残余奥氏体。固溶和时效热处理促进了奥氏体的转变,使得成形试样中形成大量的马氏体组织。

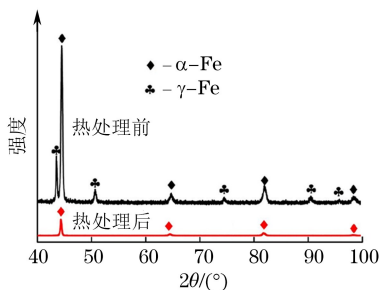


图 7 热处理前后最优 SLM 工艺成形试样的 XRD 谱

Fig. 7 XRD spectra of samples formed by optimal SLM process before and after heat treatment

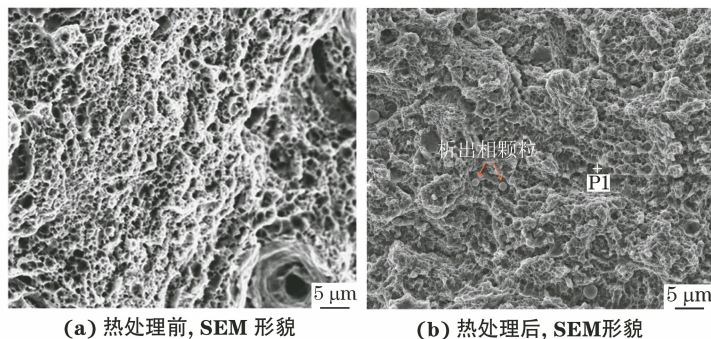


图 8 热处理前后最优 SLM 工艺成形试样拉伸断口的 SEM 形貌及位置 P1 球形颗粒的 EDS 谱

Fig. 8 SEM morphology of tensile fracture (a-b) and EDS spectrum of spherical particles at position P1 (c) of samples formed by optimal SLM process before (a) and after (b-c) heat treatment

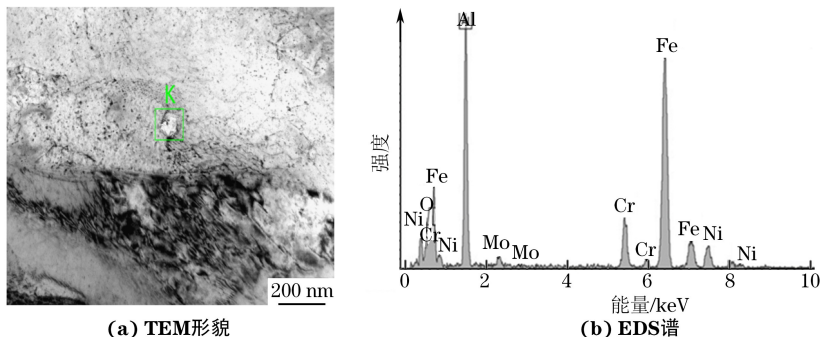


图 9 热处理后最优 SLM 工艺成形试样拉伸断口球形颗粒的 TEM 形貌及 EDS 谱

Fig. 9 TEM morphology (a) and EDS spectrum (b) of spherical particles at tensile fracture of sample formed by optimal SLM process after heat treatment

2.3 热处理对最优工艺成形试样力学性能的影响

未热处理成形试样的抗拉强度、屈服强度、断后伸长率、硬度、冲击吸收功分别为 1 055 MPa, 990 MPa, 17.5%, 34 HRC, 80 J, 热处理后分别为 1 710 MPa, 1 580 MPa, 10.5%, 48 HRC, 15 J。固溶和时效处理促进了马氏体的生成,且在晶界附近析出强化相颗粒,使得热处理后成形试样的强度和硬度升高,但断后伸长率和冲击吸收功降低。由图 8 可知:未热处理成形试样的拉伸断口中分布着大量不同尺寸的韧窝,呈现典型的韧性穿晶断裂特征;热处理成形试样拉伸断口中除了存在韧窝外,还呈现准解理断裂特征,断裂形式为脆性和韧性混合断裂,同时断口中存在大量球形颗粒。该颗粒的主要成分为铝、镍、铬和铁元素,分析认为该球形颗粒可能是热处理后析出的 NiAl 相颗粒。通过 TEM 进一步确定球形颗粒的主要成分为铝、镍、铬和铁元素,如图 9 所示。可知热处理后成形试样析出的球形颗粒为 NiAl 相。FAKIC 等^[21]在 Fe-Cr-Ni 沉淀硬化钢中发现了 NiAl 析出相的存在,研究^[22-23]发现,SLM 成形 SS-CX 合金可通过固溶时效析出的 NiAl 相进行强化。NiAl 相颗粒的析出可以阻碍位

错运动,提高成形试样的强度,但也在一定程度上增加了试样脆性,导致断后伸长率和冲击吸收功降低^[22]。由图 10 可知:未热处理成形试样冲击断口表面分布着大量韧窝,属于韧性断裂;而热处理后断

口表面分布着大量撕裂棱和裂纹以及少量韧窝,属于混合断裂机制。裂纹是在冲击力作用下由位错形成的。裂纹的形成与扩展及大量撕裂棱的形成均会消耗内部能量,从而导致冲击吸收功的降低^[22]。

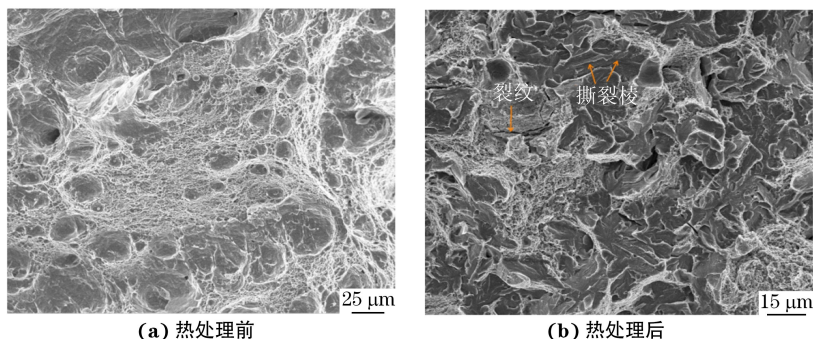


图 10 热处理前后最优 SLM 工艺成形试样冲击断口的 SEM 形貌

Fig. 10 SEM morphology of impact fracture of samples formed by optimal SLM process before (a) and after (b) heat treatment

3 结 论

(1) 由正交试验分析得到,激光功率对 SLM 成形 12Cr9NiAlMo 模具钢试样相对密度的影响程度最大,其次为扫描间距,扫描速度的影响程度最小,最优工艺参数为激光功率 325 W、扫描间距 0.10 mm、扫描速度 $1\,000\text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$,在此工艺条件下制备的试样相对密度可达到 99.22%,表面粗糙度 R_a 为 $5.51\text{ }\mu\text{m}$ 。

(2) 最优工艺成形试样的显微组织主要由马氏体和残余奥氏体组成,抗拉强度、屈服强度、断后伸长率、硬度、冲击吸收功分别为 1 055 MPa, 990 MPa, 17.5%, 34 HRC, 80 J;经过固溶时效处理后部分残余奥氏体转变为马氏体,且组织中析出大量细小的 NiAl 强化相颗粒,抗拉强度、屈服强度和硬度分别提高到 1 710 MPa, 1 580 MPa, 48 HRC, 分别提高了 62.1%, 59.6%, 41.2%, 断后伸长率和冲击吸收功降低至 10.5% 和 15 J, 分别降低了 40.0%, 81.3%。

(3) 未热处理最优工艺成形试样拉伸和冲击断口中存在大量韧窝,呈现典型的韧性断裂特征,而固溶时效处理后的最优成形试样断口中分布着少量韧窝和大量撕裂棱,呈现脆性和韧性混合断裂特征。

参考文献:

- [1] 刘斌,崔志杰,谭景焕,等. 模具制造技术现状与发展趋势[J]. 模具工业, 2017, 43(11): 1-8.
LIU B, CUI Z J, TAN J H, et al. Development status and trend of die & mould manufacturing technology[J]. Die & Mould Industry, 2017, 43(11): 1-8.
- [2] ALTAN T, LILLY B, YEN Y C, et al. Manufacturing of dies and molds[J]. CIRP Annals, 2001, 50(2): 404-422.

- [3] 李冬梅,韩敬宇. 电火花加工技术在模具加工中精度问题分析及对策[J]. 内蒙古民族大学学报(自然科学版), 2007, 22(1): 69-71.
LI D M, HAN J Y. Study on the precision solution of technology of processing with the electric spark in mold industry [J]. Journal of Inner Mongolia University for Nationalities (Natural Sciences), 2007, 22(1): 69-71.
- [4] BAI Y C, YANG Y Q, WANG D, et al. Influence mechanism of parameters process and mechanical properties evolution mechanism of maraging steel 300 by selective laser melting [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 703: 116-123.
- [5] WANG L, WEI Q S, XUE P J, et al. Fabricate mould insert with conformal cooling channel using selective laser melting [J]. Advanced Materials Research, 2012, 502: 67-71.
- [6] 黄文普,喻寒琛,殷杰,等. 激光选区熔化成形 K4202 镍基铸造高温合金的组织性能[J]. 金属学报, 2016, 52(9): 1089-1095.
HUANG W P, YU H C, YIN J, et al. Microstructure and mechanical properties of K4202 cast nickel base superalloy fabricated by selective laser melting [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2016, 52(9): 1089-1095.
- [7] AWD M, SIDDIQUE S, JOHANNSEN J, et al. Very high-cycle fatigue properties and microstructural damage mechanisms of selective laser melted AlSi10Mg alloy [J]. International Journal of Fatigue, 2019, 124: 55-69.
- [8] 张晓雅,李现兵,谈震,等. 激光选区熔化水雾化 Cu-10Sn 合金粉末成形件的微观组织结构及力学性能研究[J]. 中国激光, 2018, 45(10): 1002009.
ZHANG X Y, LI X B, TAN Z, et al. Microstructure and mechanical properties of water atomized Cu-10Sn alloy powder formed parts by selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(10): 1002009.
- [9] LARIMIAN T, KANNAN M, GRZESIAK D, et al. Effect of energy density and scanning strategy on densification, microstructure and mechanical properties of 316L stainless steel processed via selective laser melting [J]. Materials Science

- and Engineering, A, 2020, 770: 138455.
- [10] BHARDWAJ T, SHUKLA M. Effect of laser scanning strategies on texture, physical and mechanical properties of laser sintered maraging steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 734: 102-109.
- [11] ZHAO X, WEI Q S, GAO N, et al. Rapid fabrication of TiN/AISI 420 stainless steel composite by selective laser melting additive manufacturing [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 270: 8-19.
- [12] 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.
- [13] 魏恺文, 王泽敏, 曾晓雁. AZ91D 镁合金在激光选区熔化成形中的元素烧损[J]. 金属学报, 2016, 52(2): 184-190.
- WEI K W, WANG Z M, ZENG X Y. Element loss of AZ91D magnesium alloy during selective laser melting process [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2016, 52(2): 184-190.
- [14] 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.
- 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.
- [15] 王硕, 刘玉德, 祁斌, 等. 选区激光熔化 316L 大层厚成形工艺及性能研究[J]. 应用激光, 2017, 37(6): 011401.
- WANG S, LIU Y D, QI B, et al. Study on the forming process and performance of 316L high layer thickness by selective laser melting [J]. Applied Laser, 2017, 37(6): 011401.
- [16] GU D D, SHEN Y F. Effects of processing parameters on consolidation and microstructure of W-Cu components by DMLS [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 473(1/2): 107-115.
- [17] 杨锦, 刘玉德, 石文天, 等. 大层厚 316L 选区激光熔化工艺优化及性能研究[J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(1): 011401.
- YANG J, LIU Y D, SHI W T, et al. Process optimization and performance investigation in selective laser melting of large layer-thickness 316L powder [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2019, 56(1): 011401.
- [18] 宗学文, 高倩, 周宏志, 等. 体激光能量密度对选区激光熔化 316L 不锈钢各向异性的影响[J]. 中国激光, 2019, 46(5): 0502003.
- ZONG X W, GAO Q, ZHOU H Z, et al. Effects of bulk laser energy density on anisotropy of selective laser sintered 316L stainless steel [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(5): 0502003.
- [19] ЛЯКИШЕВ Н П. 金属二元系相图手册[M]. 郭青蔚, 译. 北京: 化学工业出版社, 2009.
- ЛЯКИШЕВ Н П. Handbook of phase diagrams of metal binary systems [M]. GUO Q W, tranl. Beijing: Chemical Industry Press, 2009.
- [20] 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.
- 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.
- [21] FAKIC B, CUBELA D. Review of the development of research in the design of semi austenitic stainless steel 17-7PH [J]. Journal of Trends in the Development of Machinery & Associated T, 2013, 17(1): 57-60.
- [22] ZHANG J Q, WANG M J, NIU L H, et al. Effect of process parameters and heat treatment on the properties of stainless steel CX fabricated by selective laser melting [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 877: 160062.
- [23] 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.

(上接第 48 页)

- [16] MIYOSHI E, TAKAKI T. Validation of a novel higher-order multi-phase-field model for grain-growth simulations using anisotropic grain-boundary properties [J]. Computational Materials Science, 2016, 112: 44-51.
- [17] 乔士宾, 何西扣, 刘正东. SA508Gr. 4N 钢奥氏体晶粒长大行为研究[J]. 材料科学与工艺, 2021, 29(4): 8-15.
- QIAO S B, HE X K, LIU Z D. Study on austenite grain growth behavior of SA508Gr. 4N steel [J]. Materials Science and Technology, 2021, 29(4): 8-15.
- [18] 曹云飞, 余伟, 刘敏, 等. 38MnSiVS 非调质钢奥氏体晶粒长大模型[J]. 钢铁, 2020, 55(5): 103-108.
- CAO Y F, YU W, LIU M, et al. Austenite grain growth model of 38MnSiVS bearing microalloyed forging steel [J]. Iron & Steel, 2020, 55(5): 103-108.
- [19] ZHANG Y, LI X H, LIU Y C, et al. Study of the kinetics of austenite grain growth by dynamic Ti-rich and Nb-rich carbonitride dissolution in HSLA steel: In situ observation and modeling [J]. Materials Characterization, 2020, 169: 110612.