

激光与光电子学进展

激光选区熔化 TC4 钛合金成形质量优化研究

闫泰起, 陈冰清*, 梁家誉, 孙兵兵, 郭绍庆

中国航发北京航空材料研究院 3D 打印研究与工程技术中心, 北京 100095

摘要 通过改变成形工艺参数及热处理温度,对激光选区熔化 TC4 钛合金的成形质量进行了优化研究。结果表明,在试验选取的工艺参数下,均可成形得到致密度高于 99.90% 的钛合金试块。当铺粉层厚为 40 μm 、激光功率为 200 W、扫描速度为 1500 mm/s、扫描间距为 0.065 mm 时,致密度最高,可达 99.993%。采用该参数成形的试块,其抗拉强度达 1149 MPa(X/Y 向)/1111 MPa(Z 向),但塑性较低[8.1%(X/Y 向)/5.1%(Z 向)],这与组织中存在的大量马氏体 α' 相有关。经热处理后,组织中的马氏体 α' 相逐渐分解为 $(\alpha + \beta)$ 相,在 950 $^{\circ}\text{C}$ 时完全分解。随着热处理温度从 650 $^{\circ}\text{C}$ 逐渐升高至 950 $^{\circ}\text{C}$,试样强度逐渐下降、塑性逐渐升高,退火温度为 950 $^{\circ}\text{C}$ 时,试样强度降为热处理前的 78.9%(X/Y 向)/80.5%(Z 向),但延伸率提高了 103.7%(X/Y 向)/152.9%(Z 向)。

关键词 激光光学; 激光选区熔化; 工艺参数; 热处理; 成形质量

中图分类号 TN249

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP202259.1716006

Quality Optimization of TC4 Alloy Fabrication via Selective Laser Melting

Yan Taiqi, Chen Bingqing*, Liang Jiayu, Sun Bingbing, Guo Shaoqing

3D Printing Research and Engineering Technology Center, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China

Abstract By changing the forming parameters and heat treatment temperature, the forming quality of selective laser melting (SLM) TC4 titanium alloy was optimized. The results indicated that the relative density of the TC4 sample could exceed 99.90% under the given process parameters. In particular, the highest relative density, 99.993%, was obtained with a layer thickness, laser power, scan speed, and hatch spacing of 40 μm , 200 W, 1500 mm/s, and 0.065 mm, respectively. Furthermore, the corresponding tensile strength reached 1149 MPa and 1111 MPa and the relative plasticity was as low as 8.1% and 5.1% for X/Y and Z directions, respectively, owing to the existence of a large amount of martensite α' phase inside. Moreover, the martensite α' phase gradually decomposed to the $(\alpha + \beta)$ phase through heat treatment. Therefore, the tensile strength gradually decreased as the plasticity increased when the heat treatment temperature increased from 650 $^{\circ}\text{C}$ to 950 $^{\circ}\text{C}$. After heat treatment at 950 $^{\circ}\text{C}$, the tensile strength of the SLM TC4 samples decreased to 78.9% and 80.5% of that before heat treatment, while the elongation increased by 103.7% and 152.9% for the X/Y and Z directions, respectively.

Key words laser optics; selective laser melting; process parameters; heat treatment; forming quality

1 引言

激光选区熔化(SLM)技术属于一种典型的增材制造技术,该技术利用高能量激光束根据三维数模的切片数据逐层选择性地熔化金属粉末,通过逐层铺粉、逐层熔化凝固堆积的方式,制造出实体零件^[1-3]。基于激光选区熔化技术的特点,可实现复杂零件的近净成形,并达到轻量化、定制化的目的,该技术被广泛应用于航空航天、船舶、模具加工等领域^[4]。

TC4 钛合金属于一种典型的 $\alpha + \beta$ 型钛合金,因其质轻高强、良好的加工性及可焊性,是目前应用最为广泛的钛合金^[5-6]。但是,结合目前各领域对装备升级换代的需求,对应的 TC4 钛合金零件向逐渐复杂化、轻量化方向发展,传统的制造方法已难以满足需求^[7]。在此背景下,激光选区熔化技术成为十分适合复杂高精度 TC4 钛合金零部件的制造方法。

近几年,激光选区熔化 TC4 钛合金的应用主要集中在航空航天领域,该领域对成形后零件的性能要求

收稿日期: 2021-08-20; 修回日期: 2021-09-05; 录用日期: 2021-09-13

通信作者: hwtkjcbq1984@163.com

较高^[8-10]。所以,对激光选区熔化 TC4 钛合金制件内部的气孔、未熔合等冶金缺陷的控制以及微观组织的调控必不可少。本研究通过设计多种激光功率、扫描速度等工艺参数组合,对比成形试样的内部质量,包括致密度的高低及金相形貌特征(如表面平整度、孔洞分布等),优选出 1 组成形工艺参数组合。之后通过设计不同热处理制度,研究试样组织性能与热处理制度的对应关系。结合成形工艺及热处理工艺的共同作用,最终达到优化激光选区熔化 TC4 钛合金制件成形质量的目的。

表 1 TC4 钛合金粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of TC4 alloy powder

Element	Ti	Al	V	O	H	N
Mass fraction /%	balance	6.02	4.02	0.069	0.0042	0.0038
Element	Fe	C	Sn	Cu	Mn	Mo
Mass fraction /%	0.062	0.0035	<0.005	<0.005	<0.005	<0.005

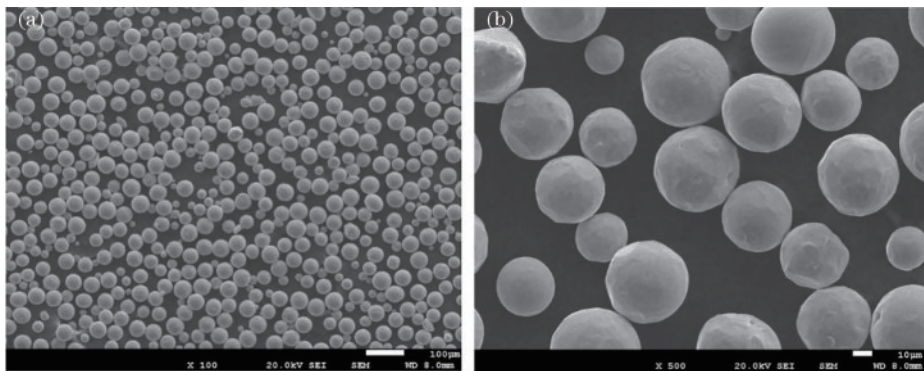


图 1 TC4 钛合金粉末形貌。(a) ×100; (b) ×500

Fig. 1 Morphology of TC4 alloy powder. (a) ×100; (b) ×500

激光选区熔化成形试验在雷尼绍 RenAM 500M 激光选区熔化设备(图 2)上进行,设备配备 4 个 500 W 掺镱光纤激光器,激光通过 4 个通道进入系统,动态聚焦后被引入一个独立的控温振镜底座。振镜底座内置 4 对数控扫描振镜,可引导激光覆盖整个粉末床工作区域。成形舱体积为 250 mm × 250 mm × 350 mm,激光扫描策略如图 3 所示,每层之间相位角为 90°。成形



图 2 雷尼绍 RenAM 500M 激光选区熔化设备

Fig. 2 Renishaw RenAM 500M selective laser melting equipment

2 试验材料与方法

试验所用的 TC4 钛合金粉末通过旋转电极法制备,由西安欧中材料科技有限公司提供。粉末化学成分如表 1 所示,其中 O 质量分数低至 0.069%。粉末形貌如图 1 所示,大部分粉末颗粒呈规则球形,表面光滑且基本无粘黏现象,视场内未观察到卫星粉,经测试,粉末流动性为 24.3 s/50 g。粉末粒度为 15~53 μm,粒径分布为 $D(10)=26.4 \mu\text{m}$, $D(50)=40.4 \mu\text{m}$, $D(90)=52.2 \mu\text{m}$ 。

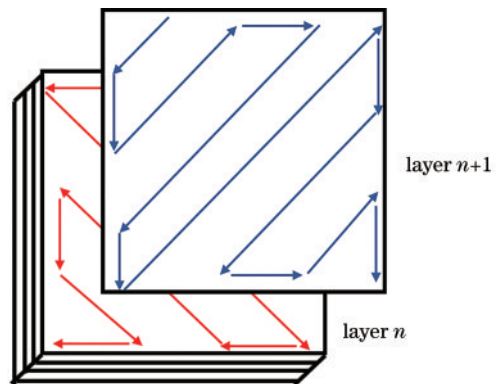


图 3 激光扫描策略示意图

Fig. 3 Diagram of laser scanning strategy

前,将 TC4 钛合金粉末置于 120 °C 的烘箱中烘干 2 h,钛合金基板预热至 $(170 \pm 2) \text{ } ^\circ\text{C}$,成形舱内充入氩气,使氧的质量分数不大于 0.05%。

成形工艺参数的选取如下:铺粉层厚、激光功率、扫描速度、扫描间距,见表 2,4 类参数排列组合可得 24 种成形工艺参数组合。每组成形工艺参数下各成形 1 个 10 mm × 10 mm × 10 mm 块体测试其致密度。

表 2 激光选区熔化成形工艺参数

Table 2 Process parameters of selective laser melting

Parameter types	Layer thickness / μm	Laser power /W	Scanning speed /($\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$)	Hatch spacing /mm
Value	30	200	1500	0.065
	40	240	1875	0.085
		280		

致密度的测量方式为：在垂直于成形方向的试样表面取 5 个截面，砂纸打磨、抛光后，采用 Image-Pro Plus 软件测出表面孔洞面积占比，从而求得平均致密度。

设计热处理制度研究方案如表 3 所示，其中 5 号试样为成形态试样（不进行退火处理），作为对比组。对金相试块进行打磨、抛光后，采用 Keller 试剂进行腐蚀，腐蚀时间为 30 s，经清水冲洗后用 HNO_3 溶液清洗

表 3 激光选区熔化成形钛合金热处理制度

Table 3 Heat treatment parameters of SLM TC4 alloy

No.	Temperature / $^{\circ}\text{C}$	Time /h
1	650	2
2	750	2
3	850	2
4	950	2
5	Untreated	

腐蚀产物，再次清水冲洗并吹干。微观组织观察选用 Leica DM4000 型金相显微镜，拉伸性能测试采用 AG-IS250kN 型万能材料试验机，并用 FEI nano 450 型 FESEM 观察拉伸断口形貌。

3 试验结果与分析

3.1 工艺参数优化

图 4 和表 4 为 $30\ \mu\text{m}$ 层厚下，不同成形参数打印试样的典型形貌（放大 25 倍）及对应的致密度测试结果。可以看到，在本文选用的工艺参数下成形的试样，均具有较好的致密度，致密度最低也达到 99.920%（激光功率为 280 W，扫描速度为 1500 mm/s，扫描间距为 0.065 mm），最高为 99.991%（激光功率为 200 W，扫描速度为 1500 mm/s，扫描间距为 0.085 mm）。在激

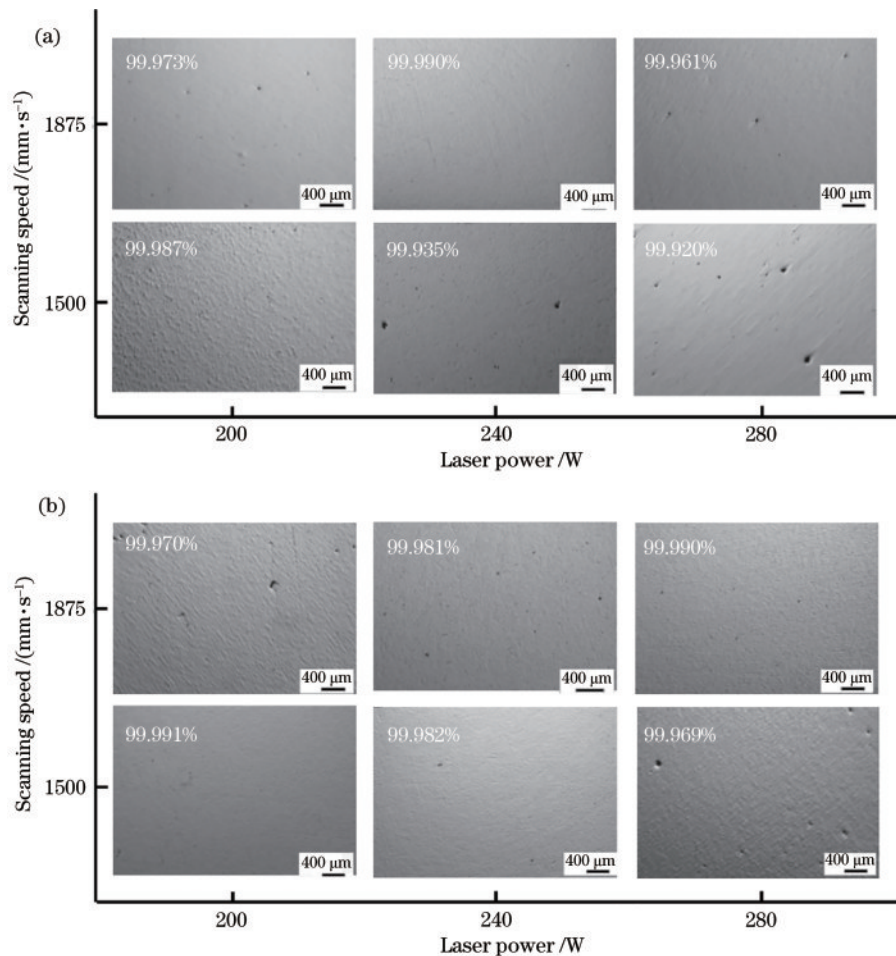


图 4 $30\ \mu\text{m}$ 层厚下钛合金成形试样的金相及致密度。(a)扫描间距为 0.065 mm；(b)扫描间距为 0.085 mm

Fig. 4 Metallography and relative densities of SLM TC4 alloy under $30\ \mu\text{m}$ layer thickness. (a) Hatch spacing is 0.065 mm; (b) hatch spacing is 0.085 mm

表 4 30 μm 层厚下钛合金成形试样的工艺参数和对应致密度

Table 4 Process parameters and corresponding relative densities of SLM TC4 alloy under 30 μm layer thickness

No.	Laser power /W	Scanning speed / (mm·s ⁻¹)	Hatch spacing /mm	Relative density /%	No.	Laser power /W	Scanning speed / (mm·s ⁻¹)	Hatch spacing /mm	Relative density /%
1	200	1875	0.065	99.973	7	200	1875	0.085	99.970
2	200	1500	0.065	99.987	8	200	1500	0.085	99.991
3	240	1875	0.065	99.990	9	240	1875	0.085	99.981
4	240	1500	0.065	99.935	10	240	1500	0.085	99.982
5	280	1875	0.065	99.961	11	280	1875	0.085	99.990
6	280	1500	0.065	99.920	12	280	1500	0.085	99.969

光选区熔化过程中:若钛合金粉末吸收的激光能量偏低,部分区域粉末熔化不充分,则会导致熔体流动性不足,熔体之间冶金结合力变弱,甚至出现部分粉末未熔现象,从而降低成形试样的致密度;若激光能量偏高,粉末在完全熔化的同时,过量的能量还会导致熔体飞溅,则易形成不规则孔洞缺陷,同样会降低致密度^[11]。观察图 4 中不同试样内部存在的缺陷可知,大多表现为圆形气孔状,未发现未熔合、不规则孔洞等缺陷,说明在选定的工艺参数下,粉末吸收的激光能量处于合理的范围内,所以成形试样均具有较好的致密度。圆形气孔产生的原因可能与粉末表面的残余气体,以及

粉末中包含的少量空心粉有关^[12]:在粉末熔化过程中,残余气体及空心粉中的气体来不及逸出,随着熔体凝固,形成分布随机的圆形气孔。

随后,改变铺粉层厚为 40 μm,图 5 和表 5 为该层厚下不同成形参数打印试样的典型形貌(放大 25 倍)及对应致密度。同样可以看到,在此层厚下成形的试样也具有较好的致密度。致密度最低可达 99.970% (激光功率为 280 W,扫描速度为 1500 mm/s,扫描间距为 0.065 mm),最高为 99.993% (激光功率为 200 W,扫描速度为 1500 mm/s,扫描间距为 0.065 mm)。相比 30 μm 层厚,在 40 μm 层厚下成形的

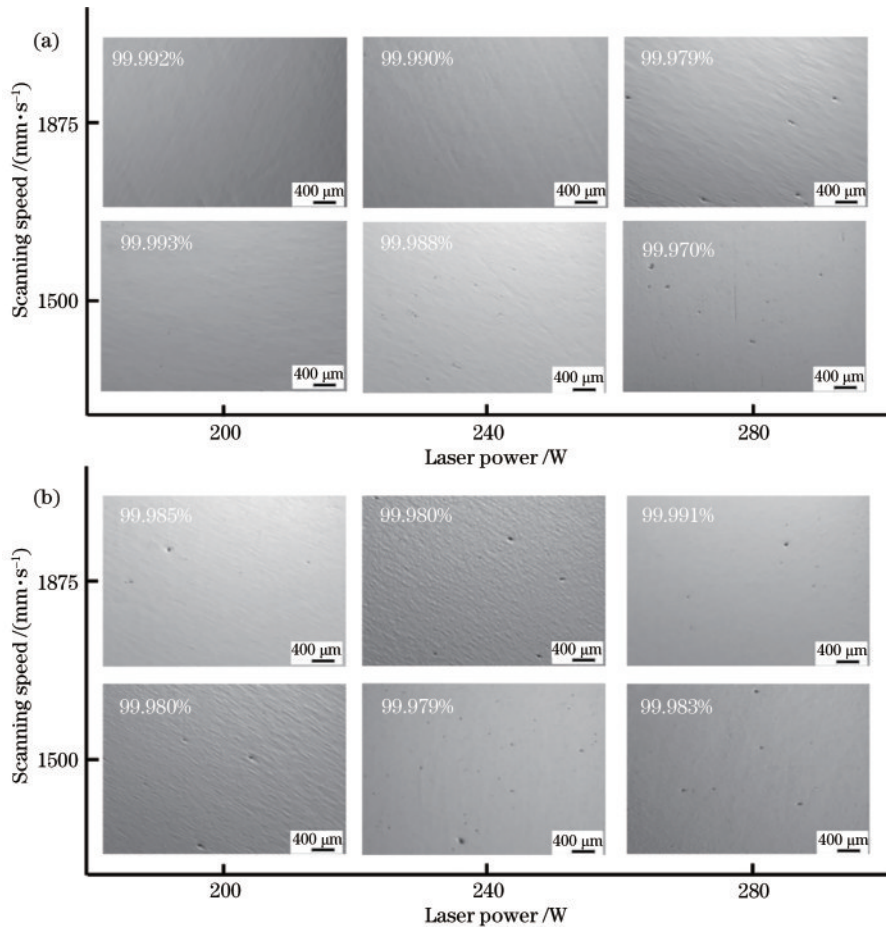


图 5 40 μm 层厚下钛合金成形试样的金相及致密度。(a)扫描间距为 0.065 mm; (b)扫描间距为 0.085 mm
Fig. 5 Metallography and relative densities of SLM TC4 alloy under 40 μm layer thickness. (a) Hatch spacing is 0.065 mm; (b) hatch spacing is 0.085 mm

表 5 40 μm 层厚下钛合金成形试样的工艺参数和对应致密度Table 5 Process parameters and corresponding relative densities of SLM TC4 alloy under 40 μm layer thickness

No.	Laser power /W	Scanning speed /($\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$)	Hatch spacing /mm	Relative density /%	No.	Laser power /W	Scanning speed /($\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$)	Hatch spacing /mm	Relative density /%
1	200	1875	0.065	99.992	7	200	1875	0.085	99.985
2	200	1500	0.065	99.993	8	200	1500	0.085	99.980
3	240	1875	0.065	99.990	9	240	1875	0.085	99.980
4	240	1500	0.065	99.988	10	240	1500	0.085	99.979
5	280	1875	0.065	99.979	11	280	1875	0.085	99.991
6	280	1500	0.065	99.970	12	280	1500	0.085	99.983

试样,具有更高的致密度。

通过上述试验结果可知,工艺参数对激光选区熔化成形试样的致密度有直接关系,选择合适的参数有利于提高致密度,当铺粉层厚为 40 μm 、激光功率为 200 W、扫描速度为 1500 mm/s、扫描间距为 0.065 mm 时,试样致密度最高,达到 99.993%。本文选取上述工艺参数开展后续热处理工艺对激光选区熔化成形 TC4 钛合金组织性能的研究。

3.2 热处理对组织性能的影响

采用优化成形工艺参数打印激光选区熔化 TC4 钛合金试样,其金相组织如图 6 所示。可以看出,试样

内部致密度良好,未见裂纹、孔洞等常见缺陷。在垂直于成形方向的 X/Y 向,可见不规则晶粒,内部由相互平行的针状组织组成。在激光选区熔化过程中,熔融态 TC4 钛合金在急速冷却的条件下, β 相来不及转变为 α 相,只能通过切变的方式转变为一类过饱和固溶体马氏体 α' 相,该现象在文献[13]中已有报道,以此可判断不规则晶粒为初生 β 相,而晶粒内的针状组织则为马氏体 α' 相。在平行于成形方向的 Z 向,可见垂直生长的柱状晶粒,这些柱状晶粒是 β 相晶粒沿热流方向穿过多个铺粉层生成的,晶粒内部仍为马氏体 α' 相。

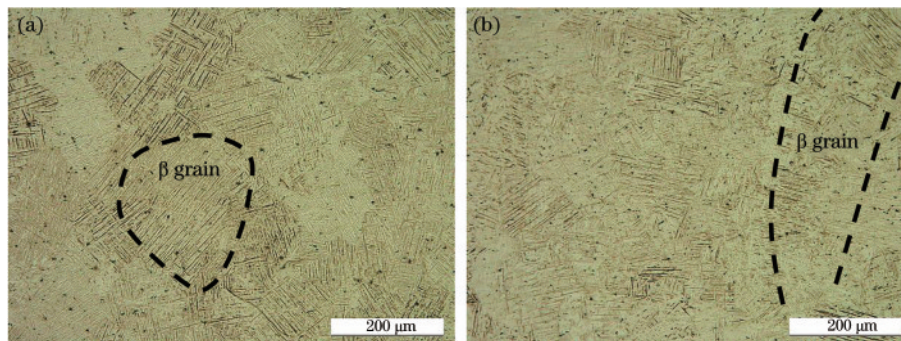


图 6 钛合金的形态组织。(a)X/Y 向;(b)Z 向

Fig. 6 Microstructure of SLM TC4 alloy. (a) X/Y direction; (b) Z direction

图 7 为激光选区熔化 TC4 钛合金在 650 $^{\circ}\text{C}$ 、750 $^{\circ}\text{C}$ 、850 $^{\circ}\text{C}$ 、950 $^{\circ}\text{C}$ 温度下热处理 2 h 后的金相组织照片。可见,经 650 $^{\circ}\text{C}$ /2 h 处理后,试样的微观组织与成形态组织相比并未发生明显的变化,这主要是因为相比 TC4 钛合金相变点(995 \pm 15) $^{\circ}\text{C}$ [14],650 $^{\circ}\text{C}$ 的热处理温度较低, α' 相分解驱动力较小,因此仅有少量马氏体 α' 相分解为(α + β)混合组织。随退火温度的升高,马氏体 α' 相分解转变为(α + β)混合组织的比例逐渐提高,板条状 α 相也逐渐粗化。当温度升高到 950 $^{\circ}\text{C}$ 时,马氏体 α' 相已完全转变为(α + β)混合组织,表现为典型的网篮状组织,部分 α 相出现异常长大,呈等轴化趋势。

不同热处理制度下激光选区熔化 TC4 钛合金的拉伸性能如表 6 所示,以此作出热处理温度对试样拉伸性能的影响曲线如图 8 所示。可以看到,SLM 态未处理试样的抗拉强度可达 1149 MPa(X/Y 向)/1111 MPa(Z 向),但具有较低的延伸率[8.1%(X/Y 向)/5.1%

(Z 向)],相比锻件标准,SLM 态试样的强度约高出 28%(X/Y 向)/24%(Z 向),但延伸率却无法达到锻件标准。经热处理后,试样拉伸性能表现出强度下降、塑性升高的趋势,且随着退火温度的升高,试样强度逐渐降低,延伸率逐渐提高。当退火温度升高至最高 950 $^{\circ}\text{C}$ 时,强度降为 906 MPa(X/Y 向)/894 MPa(Z 向),为 SLM 态未处理试样的 78.9%/80.5%,但延伸率提升至 16.5%(X/Y 向)/12.9%(Z 向),相比 SLM 态未处理试样提升了 103.7%/152.9%。

热处理后试样强度与塑性的变化主要与内部微观组织的变化有关:首先,SLM 态未处理试样组织主要表现为亚稳态的针状马氏体 α' 相,该相相比于 α 相具有较高的强度;其次,试样在成形过程中由于快冷产生了高密度位错,在试样拉伸时位错运动相互交割,引起位错缠结,因此造成位错运动的障碍,进一步提高了合金强度,但高密度的位错缠结、积塞会明显降低合金的塑

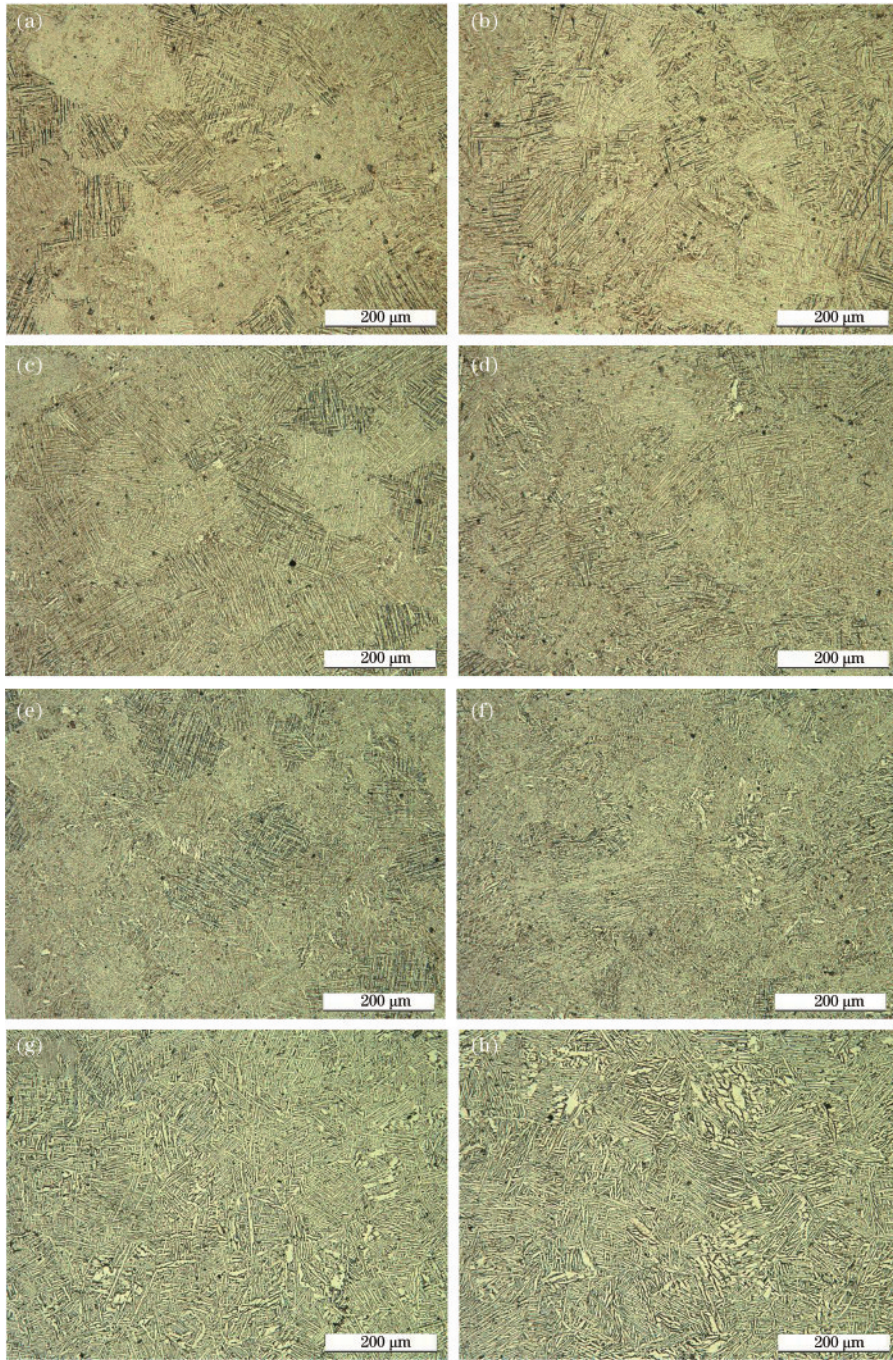


图7 不同热处理制度下试样金相照片。(a) 650 °C/2 h, X/Y方向; (b) 650 °C/2 h, Z方向; (c) 750 °C/2 h, X/Y方向; (d) 750 °C/2 h, Z方向; (e) 850 °C/2 h, X/Y方向; (f) 850 °C/2 h, Z方向; (g) 950 °C/2 h, X/Y方向; (h) 950 °C/2 h, Z方向

Fig. 7 Metallographic photos of samples with different heat treatment parameters. (a) 650 °C/2 h, X/Y direction; (b) 650 °C/2 h, Z direction; (c) 750 °C/2 h, X/Y direction; (d) 750 °C/2 h, Z direction; (e) 850 °C/2 h, X/Y direction; (f) 850 °C/2 h, Z direction; (g) 950 °C/2 h, X/Y direction; (h) 950 °C/2 h, Z direction

性^[15]。经 650 °C/2 h 处理后,组织内部的马氏体 α' 相转变不充分,仅有部分马氏体 α' 相分解成 $(\alpha+\beta)$ 混合组织,较低的热处理温度也无法有效消除位错,故而强度和塑性相比 SLM 态未处理试样无明显改变。随着热处理温度升高,针状马氏体 α' 相开始大面积分解,生成 $(\alpha+\beta)$ 混合组织,且热处理温度越高, α 逐渐长大, $(\alpha+\beta)$ 混合组织中 α 相占比越高。由于 β 相强度低于 α 相,而塑性高于 α 相。同时,相比 hcp 结构的 α' 相, bcc 结构的 β 相具有更

多的滑移系,可显著提高延伸率。因此最终导致成形试样强度逐渐降低,但塑性逐渐升高。总体来看,经过 850 °C/2 h 热处理后的试样,其强度和塑性在高于锻件标准的前提下,实现了较好的匹配。当然,也可以根据使用环境及性能要求,选择合适的热处理制度。

分析 850 °C/2 h 热处理后试样的拉伸断口,如图 9、图 10 所示。可以看到, X/Y 向和 Z 向试样的断口形貌具有较高的相似度,这也印证了经热处理后 X/Y

表 6 不同热处理制度下 TC4 钛合金拉伸性能

Table 6 Tensile properties of TC4 alloy under different heat treatment parameters

Heat treatment parameter	X/Y direction			Z direction		
	σ_b /MPa	$\sigma_{p0.2}$ /MPa	δ_5 /%	σ_b /MPa	$\sigma_{p0.2}$ /MPa	δ_5 /%
SLM	1149	1064	8.1	1111	1003	5.1
650 °C/2 h	1031	960	9.5	1004	904	7.6
750 °C/2 h	999	926	10.7	978	872	11.2
850 °C/2 h	982	901	15.5	958	845	12.6
950 °C/2 h	906	819	16.5	894	755	12.9
Ref. [16]	≥ 895	≥ 825	≥ 10	≥ 895	≥ 825	≥ 10

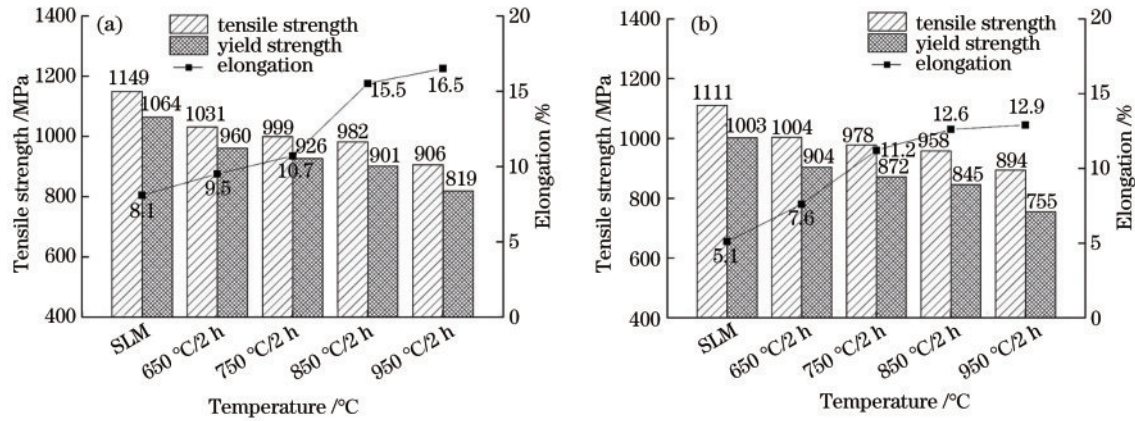


图 8 不同热处理制度下 TC4 钛合金拉伸性能。(a) X/Y 方向; (b) Z 方向

Fig. 8 Tensile properties of TC4 alloy under different heat treatment parameters. (a) X/Y direction; (b) Z direction

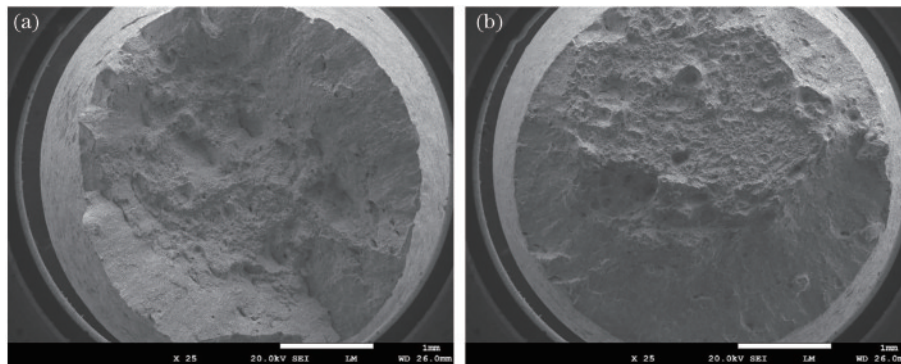


图 9 试样拉伸宏观断口形貌。(a) X/Y 方向; (b) Z 方向

Fig. 9 Macroscopic tensile fracture morphology of samples. (a) X/Y direction; (b) Z direction

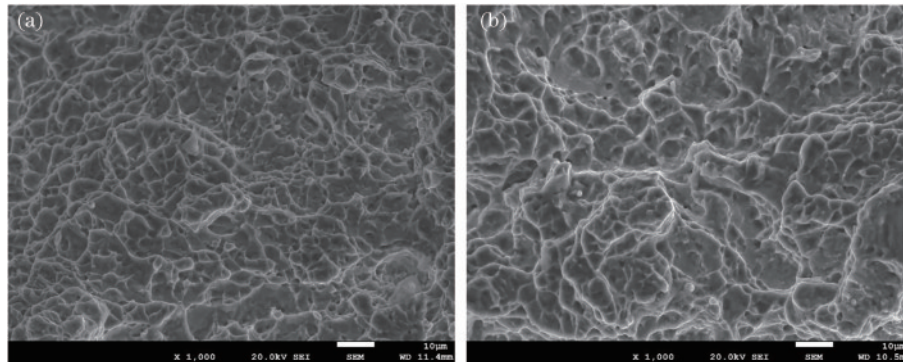


图 10 试样拉伸微观断口形貌。(a) X/Y 方向; (b) Z 方向

Fig. 10 Microscopic tensile fracture morphology of samples. (a) X/Y direction; (b) Z direction

方向和 Z 方向成形试样的性能接近。试样均表现出明显的韧性断裂特征:观察 X/Y 向和 Z 向试样的拉伸宏观断口(图 9)可以看到,断口均由纤维区、放射区和剪切唇区组成。从图 10 的微观断口形貌也可看出,两个方向试样的断口表面分布着较深且密集的韧窝,说明试样具有较好的韧性。

综上,通过对 TC4 钛合金激光选区熔化成形工艺参数及热处理温度的研究,可以获得成形致密度和拉伸性能优异的工艺参数,实现了对成形质量的优化。

4 结 论

采用多组不同工艺参数进行 TC4 钛合金试块的激光选区熔化成形,结合试块典型形貌观察和致密度研究,得到了成形质量较好的工艺参数,并研究了优化参数下不同热处理制度对激光选区熔化成形 TC4 钛合金试块组织性能的影响规律。

在设计参数范围内,均可成形得到致密度高于 99.90% 的 TC4 钛合金试块,当铺粉层厚为 40 μm 、激光功率为 200 W、扫描速度为 1500 mm/s、扫描间距为 0.065 mm 时,可成形得到致密度最高为 99.993% 的 TC4 钛合金试块。

SLM 态 TC4 由亚稳态的针状马氏体 α' 相组成,其自身较高的强度及内部高密度位错,导致其高强度、低塑性。随着热处理温度从 650 $^{\circ}\text{C}$ 逐渐升高至 950 $^{\circ}\text{C}$,马氏体 α' 相逐渐完全分解为 $(\alpha + \beta)$ 混合组织,且分解得到的板条状 α 相逐渐粗化。随着热处理温度升高,试样强度逐渐下降而塑性升高。经 850 $^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$ 热处理后,试样强度和塑性在高于锻件标准的前提下,实现了较好匹配。

参 考 文 献

- [1] 黄卫东. 材料 3D 打印技术的研究进展[J]. 新型工业化, 2016, 6(3): 53-70.
Huang W D. Research progress of material 3D printing technology [J]. The Journal of New Industrialization, 2016, 6(3): 53-70.
- [2] 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.
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.
- [3] 李时春, 莫彬, 肖罡, 等. 金属材料的激光增材制造微观组织结构特征及其影响因素[J]. 激光与光电子学进展, 2021, 58(1): 0100007.
Li S C, Mo B, Xiao G, et al. Microstructure characteristics and their influence factors during laser additive manufacturing of metal materials[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2021, 58(1): 0100007.
- [4] 刘伟, 李能, 周标, 等. 复杂结构与高性能材料增材制造技术进展[J]. 机械工程学报, 2019, 55(20): 128-151, 159.
- [5] Liu W, Li N, Zhou B, et al. Progress in additive manufacturing on complex structures and high-performance materials[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2019, 55(20): 128-151, 159.
- [6] Lilly A. Current status of titanium alloys for aircrafts application[R]. Las Vegas: The International Titanium Association, 2013.
- [7] 单奇博, 刘忱, 姚静, 等. 扫描策略对激光熔化沉积态 TC4 钛合金组织性能及残余应力的影响[J]. 激光与光电子学进展, 2021, 58(11): 1114002.
Shan Q B, Liu C, Yao J, et al. Effects of scanning strategy on the microstructure, properties, and residual stress of TC4 titanium alloy prepared by laser melting deposition[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2021, 58(11): 1114002.
- [8] 孟庆兰, 关淑敏, 李中. 世界航空钛市场现状及发展趋势[J]. 钛工业进展, 2011, 28(2): 1-3.
Meng Q L, Guan S M, Li Z. The Current status and development of the world aerospace titanium market[J]. Titanium Industry Progress, 2011, 28(2): 1-3.
- [9] 赵志国, 柏林, 李黎, 等. 激光选区熔化成形技术的发展现状及研究进展[J]. 航空制造技术, 2014, 57(19): 46-49.
Zhao Z G, Bai L, Li L, et al. Status and progress of selective laser melting forming technology[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014, 57(19): 46-49.
- [10] 李俊峰, 魏正英, 卢秉恒. 钛及钛合金激光选区熔化技术的研究进展[J]. 激光与光电子学进展, 2018, 55(1): 011403.
Li J F, Wei Z Y, Lu B H. Research progress on technology of selective laser melting of titanium and titanium alloys[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2018, 55(1): 011403.
- [11] 王普强, 王豫跃, 吴梦杰, 等. 热处理对 LMD TC4 组织、力学性能及各向异性的影响[J]. 中国激光, 2021, 48(10): 1002116.
Wang P Q, Wang Y Y, Wu M J, et al. Effects of heat treatment on microstructure, mechanical properties, and anisotropy of laser melting deposited TC4[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(10): 1002116.
- [12] Herzog D, Seyda V, Wycisk E, et al. Additive manufacturing of metals[J]. Acta Materialia, 2016, 117: 371-392.
- [13] Li N, Huang S, Zhang G D, et al. Progress in additive manufacturing on new materials: a review[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(2): 242-269.
- [14] Kobayashi S, Nakagawa S, Nakai K, et al. Phase decomposition in a Ti-13Nb-13Zr alloy during aging at 600 $^{\circ}\text{C}$ [J]. Materials Transactions, 2002, 43(12): 2956-2963.
- [15] 何伟, 杜小平, 马红征, 等. TC4 钛合金相变温度的测定与分析[J]. 理化检验(物理分册), 2014, 50(7): 461-464.

He W, Du X P, Ma H Z, et al. Measurement and analysis of phase transformation temperature of TC4 titanium alloy[J]. *Physical Testing and Chemical Analysis (Part A: Physical Testing)*, 2014, 50(7): 461-464.

- [15] 沈寅忠. 位错理论的形成与发展[J]. *金属世界*, 1995(2): 10-11.
Shen Y Z. The formation and development of dislocation

theory[J]. *Metal World*, 1995(2): 10-11.

- [16] 国家技术监督局. 钛及钛合金饼和环: GB/T 16598—1996[S]. 北京: 中国标准出版社, 1997.
State Bureau of Quality and Technical Supervision of the People's Republic of China. Titanium and titanium alloy disc and ring: GB/T 16598—1996[S]. Beijing: Standards Press of China, 1997.