

热处理对激光选区熔化成型 CoCrMo 合金性能影响研究

张国庆¹, 李 晋¹, 李俊鑫¹, 张成光¹, 王安民²

- (1. 周口师范学院 机械与电气工程学院, 河南 周口 466000;
2. 华南理工大学 机械与汽车工程学院, 广东 广州 510640)

摘要: 为了获得性能优良的医学植入体, 需对热处理后的激光选区熔化(SLM)成型零件的性能进行研究。应用拉伸试验机和冲击试验机分别对成型件进行拉伸和冲击实验; 显微硬度计测试 CoCrMo 合金在不同条件下的硬度差别; 通过金相显微镜和扫描电子显微镜(SEM)对其表面形貌进行观察, 研究其断裂机理。结果表明: 未处理的 SLM 成型件具有较高的抗拉强度, 1 200 °C 退火炉冷条件下具有较高的延伸率; 硬度随热处理温度的升高逐渐降低; 冲击功与热处理温度之间呈 U 型关系; 随热处理温度的升高, 成型件晶粒逐渐变大, 内应力逐渐变低; 1 200 °C 退火条件下的断裂机理为韧性断裂, 这为激光选区熔化成型 CoCrMo 合金在医学植入体方面的应用提供了依据。

关键词: CoCrMo 合金; 激光选区熔化; 抗拉强度; 冲击韧性; 延伸率

中图分类号: TG13; TH161; TH162 **文献标志码:** A **DOI:** 10.3788/IRLA201847.0106004

Influence of heat treatment on the performance of selective laser melting manufacturing CoCrMo alloy

Zhang Guoqing¹, Li Jin¹, Li Junxin¹, Zhang Chengguang¹, Wang Anmin²

- (1. School of Mechanical and Electrical Engineering, Zhoukou Normal University, Zhoukou 466000, China;
2. School of Mechanical and Automotive Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China)

Abstract: In order to acquire medical implants with excellent performance, research needs to be conducted on the performance of selective laser manufacturing parts after heat treatment. Tensile testing machine and impact testing machine were adopted to carry out tensile and impact experiments respectively to the manufacturing parts. Metalloscope and SEM were used to observe the surface topography and study its fracture mechanism. The results show that the untreated manufacturing parts built by SLM have high strength of extension. SLM manufacturing CoCrMo alloy has higher ductility under cold condition in 1 200 °C annealing furnace. The hardness decreases with the temperature increase of heat treatment. There is a U-shaped relationship between the impact energy and heat treatment temperature. With the increase of heat treatment temperature, crystal grain of SLM manufacturing parts become bigger gradually and the internal stress reduces. The fracture mechanism under the condition of 1 200 °C annealing is ductile fracture, which provides the basis for the application of SLM CoCrMo alloy in the medical implants.

Key word: CoCrMo alloy; selective laser melting; tensile strength; impact toughness; ductility

收稿日期: 2017-06-05; 修订日期: 2017-08-10

基金项目: 国家自然科学基金(81327001); 周口师范学院高层次人才科研启动经费资助项目(ZKNVC2017031)

作者简介: 张国庆(1986-), 男, 讲师, 博士, 主要从事激光选区熔化方面的研究。Email: zhangguoqing1202@sohu.com

0 引言

激光选区熔化(Selective Laser Melting, SLM)是一种基于激光熔化金属粉末的增材制造技术^[1]。增材制造技术是通过专用软件对三维模型进行切片分层,获得截面数据,然后导入快速成型设备,采用材料逐层累加的方法制造实体零件的技术。通过逐层累加,几乎可以完成任意几何形状零件的制造,具备加工单件,小批量,复杂几何结构,组织致密的优点^[2-3]。

SLM 技术因其独特的优势,在医学植入体领域逐步得到认可,可以针对人体骨组织不同缺损部位和缺损形状实现金属修复体的快速制备,制作出外形复杂、性能优越、个性化的颌骨、股骨、颅骨、颧颞骨、关节等人工代用器官^[4-5]。可锻造的钴铬钼(CoCrMo)合金在牙科应用中已经有几十年的历史了,并于 20 世纪 50 年代成功地用于人工关节的制造^[6]。而医用金属材料要满足临床应用,其要具备良好的生物力学性能,基于生物力学方面的考虑,对医用材料质量与性能的研究是必不可少的^[7-8]。

目前,国内外对激光选区熔化成型 CoCrMo 合金零件热处理后性能的研究相对较少。黄永玲在采用热处理对 CoCrMo 合金人造关节的研究中,得出热处理对合金碳化物的组成和分布是有改善的,并且影响到合金的性能的结论^[9]。龚媛媛在对 CoCrMo 合金表面显微硬度值的测定后发现:未处理组表面显微硬度>热处理随炉冷组表面显微硬度>热处理空冷组表面显微硬度>热处理水冷组表面显微硬度^[10]。Yasa E 等对激光选区熔化成型零件经时效处理后的马氏体不锈钢的冲击韧性进行了研究^[11]。Muterlle P V 等对注射成型 CoCrMo 合金零件显微结构和力学性能进行研究发现,在 1 300 °C 烧结、1 220 °C 固溶退火处理后,零件屈服强度可达 440 MPa、延伸率达 25%^[12]。Mori M 等对 CoCrMo 合金零件相的分解进行了研究发现,相变发生在 1 073 °C 等温处理后,从面心立方 γ 相相变到密排 ϵ 相^[13]。Mantrala K M 等对增材制造 CoCrMo 合金零件热处理后显微结构、耐磨性、电化学的性能进行研究发现,1 200 °C 固溶处理 60 min、无时效时,零件具有更好的硬度、耐磨性、耐腐蚀性^[14]。

SLM 成型零件过程中受各种参数的影响,不可避免地会出现层间搭接不良、裂纹、飞溅夹渣、气孔、尤其在加工细长零件时,由于应力收缩引起的致密度变化等缺陷^[15]。其次,激光选区熔化成型零件由于其成型特点类似于焊接,加工出的零件硬而脆。笔者系统性地对 SLM 成型 CoCrMo 零件热处理后硬度、金相组织、相的转变、拉伸和冲击性能进行了研究,为 CoCrMo 合金 SLM 直接制造应用提供了重要依据。

1 零件的设计、加工和分析方法

1.1 零件的设计过程

依据 GBT 228-2010 金属材料室温拉伸实验方法规定的标准尺寸进行设计及相关性能测试分析,依据 GB/T229 标准规定的尺寸进行冲击试样设计及相关性能测试分析。图 1 为拉伸和冲击试样设计尺寸的要求。

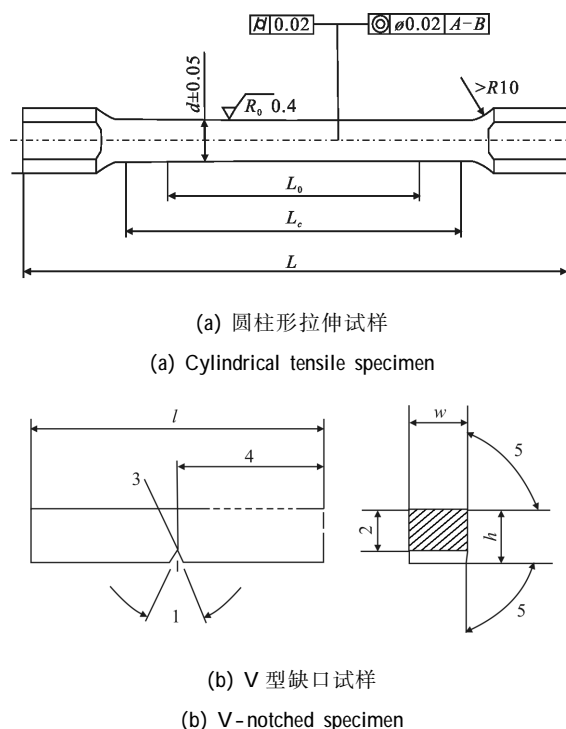


图 1 试样设计尺寸要求

Fig.1 Sample design size requirements

图 1(a)中 L_0 为试样标距 25 mm; L_c 为试样平行长度 35 mm; L 为试样总长度 60 mm; 图 1(b)中 1 为缺口角度 45°; 2 为缺口底部高度 8 mm; 3 为缺口根部半径 0.25 mm; 4 为缺口端部距离 27.5 mm; 5 为试样纵向面间夹角 5°。

1.2 零件加工方法

成型材料为英国 SANDVIK osprey 公司生产的 CoCrMo 合金金属粉末,成分满足 ASTM F1377 要求,其成分对比如表 1 所示。粉末以气雾化方式制备,呈球形,其中粒度分布呈现窄区集中分布,粉末粒径小于 22 μm 的 90% 可通过筛网, D50 粉末的平均粒度为 28.5 μm。

表 1 SLM 成型所用粉末材料与 ASTM F1377 标准所用粉末材料的对比

Tab.1 Comparison of powder material manufactured by SLM and ASTM F1377 standard

Element	CoCrMo powder	ASTM F1377 standard	Element	CoCrMo powder	ASTM F1377 standard
Cr	29.4%	27-30%	C	0.15%	<0.35%
Mo	6%	5-7%	Ni	0.09%	<0.5%
Si	0.8%	<1%	Al	<0.010%	<0.1%
Mn	0.75%	<1%	Ti	<0.010%	<0.1%
Fe	0.26%	<0.75%	W	<0.010%	<0.2%
N	0.19%	<0.25%	Co	Balance	Balance

采用氮气作为保护气体,氧含量控制在 0.03% 以下;激光加工功率为 170 W,扫描速度为 500 mm/s,扫描间距为 60 μm,加工层厚为 35 μm,采用 X-Y 层间交错扫描策略。

1.3 分析方法及设备

应用电子万能试验机 CMT5105 进行 CoCrMo 合金拉伸实验,拉伸速度为 0.2 mm/s。依据 YY 0117.1 外科植入物骨关节假体 CoCrMo 合金铸件力学性能要求,进行力学性能的对比分析,如表 2 所示。

表 2 铸造 CoCrMo 合金力学性能

Tab.2 Mechanical properties of cast CoCrMo alloy

Sample	Tensile strength/MPa	Yield strength /MPa	Extensibility A
Cast	≥ 665	≥ 450	≥ 8.76%

应用悬臂梁冲击试验机 XJV-22 进行冲击实验,冲击速度为 3-6 m/s。由于一般情况下零件的硬度越高其耐磨性越好,然而零件的硬度增加,通常又与零件的韧性的增加相矛盾,因此,尽可能在保证零件韧性的前提下提高硬度。采用 SCHV-V3.0 显微硬

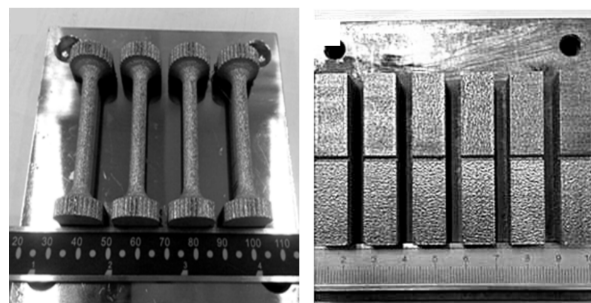
度计测定样品的显微硬度,载荷范围为 100~500 g,每种载荷的测试点为 3 个,结果取其平均值,分析样件在不同载荷下的硬度差别。

采用 MXQ1600-40 箱式气氛炉对 CoCrMo 合金零件进行退火处理,加热速率 8 °C/min,氮气保护。加热到设定温度后保温 2 h,分别进行炉冷或空冷。

将未经热处理和热处理的样件进行打磨、抛光,制成测试试样,将磨光面抛光成镜面状后,置于王水(硝酸:盐酸=1:3)中煮沸腐蚀 30 s,取出后用蒸馏水冲洗、干燥,置于金相显微镜下观测、拍照以研究其表面组织形态。

2 结果与讨论

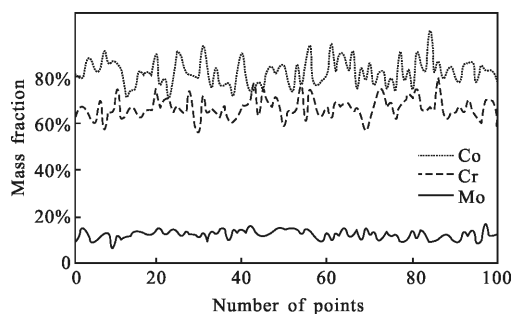
采用 SLM 设备成型后的零件如图 2 所示,试样经简单抛光,表面粗糙度可达 4.3 μm,满足冲击实验要求。CoCrMo 合金能谱仪(EDS)分析结果如图 3 所示,图 3 中,图(a)为铸造件、图(b)为 SLM 成型件。由图 3 可知,SLM 成型件与铸造件的 Co、Cr 和 Mo 元素含量基本相同,因此可以作为拉伸实验对比分析样件。



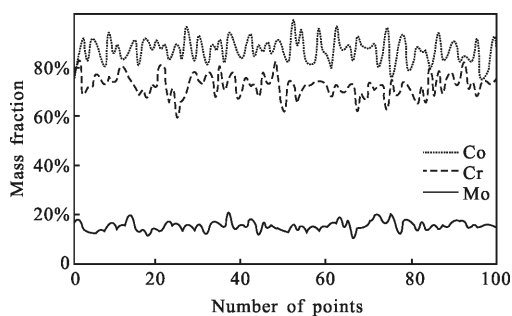
(a) 拉伸样件 (b) 冲击样件
(a) Tension specimen (b) Impact specimen

图 2 SLM 成型的实验样件

Fig.2 Experimental prototype of SLM manufacturing



(a) 铸造件
(a) Casting parts



(b) SLM 成型件

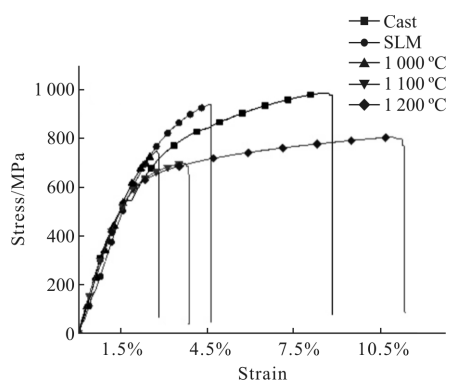
(b) SLM manufacturing parts

图 3 CoCrMo 合金能谱图

Fig.3 Energy spectrum of CoCrMo alloy

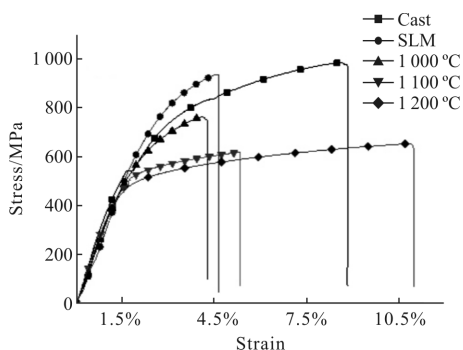
2.1 拉伸性能分析

将不同条件下的拉伸实验数据进行平均后,绘制出应力应变曲线,如图 4 所示。从拉伸测试曲线可以看出,随拉伸应变的增加,应力急剧线性增长。当应变增加到一定程度后,应力增长趋势减缓,且应力和



(a) 炉冷

(a) Furnace cooling



(b) 空冷

(b) Air cooling

图 4 不同条件下拉伸应力应变曲线

Fig.4 Tensile stress-strain curves under different conditions

应变之间不再呈线性关系。不同条件下 CoCrMo 合金零件应力应变曲线呈现三个阶段,即弹性变形阶段、屈服阶段、应力急剧下降阶段。拉伸过程出现的应力的急剧上升和下降说明成型的 CoCrMo 合金零件断裂机理为脆性断裂。CoCrMo 合金零件在应力应变曲线初始阶段,不同条件下的变化规律基本相似。

由表 3 可知,未进行热处理 SLM 成型件与铸造件的抗拉强度相当。炉冷条件下,随着炉冷温度的升高,抗拉强度和屈服强度逐渐降低,延伸率逐渐增大。空冷条件下,抗拉强度、屈服强度和延伸率变化趋势与炉冷条件下基本相同。在植入体性能对抗拉强度和屈服强度有较高要求的情况下,可采用较低的热处理温度。在植入体性能对延伸率有较高要求的情况下,可采用较高的热处理温度。对比空冷和炉冷条件下 SLM 成型件拉伸性能发现,1000 °C 空冷条件下抗拉强度与 1000 °C 炉冷条件下抗拉强度相当,而炉冷条件下,成型件的延伸率更高。1100、1200 °C 退火温度下,SLM 成型件炉冷比空冷具有更好的抗拉强度和延伸率。对比表 2 可知,SLM 成型件在 1200 °C 炉冷和空冷退火条件下力学性能均能满足要求。

表 3 CoCrMo 合金在不同条件下的力学性能

Tab.3 Mechanical properties of CoCrMo under different conditions

Sample	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Extensibility A
Cast	985.9	489.7	8.76%
SLM	978.9	820.5	4.26%
1000 °C furnace cooling	746.6	708.4	2.67%
1100 °C furnace cooling	698.5	638.1	3.8%
1200 °C furnace cooling	687.8	571.7	11.27%
1000 °C air cooling	765.1	637.4	4.04%
1100 °C air cooling	689.6	503.7	5.76%
1200 °C air cooling	667.7	456.7	10.91%

2.2 冲击性能分析

对 SLM 成型冲击样件进行冲击实验,每组冲击样件 3 个,得到冲击功值列于表 4。表 4 说明试样在进行退火之前,均具备较好的冲击韧性,1000 °C 退

火试样冲击功值最小,1 100 °C 退火试样冲击功值比 1 000 °C 略大,1 200 °C 退火试样冲击功最大。由表 4 中冲击功随温度变化关系可知,冲击功与热处理温度之间呈 U 型关系,分析其原因可能是在热处理与冲击功之间存在韧脆转变温度。用试样缺口处的截面积 F 除 A_k ,可得到材料的冲击韧度(冲击值)指标 a_k ,即 $a_k=A_k/F$,其单位为 kJ/m^2 或 J/cm^2 。

表 4 未进行热处理和进行退火处理后试样的冲击功值列表

Tab.4 Impact value list of specimens without heat treatment and after annealing treatment

	Impact energy/J			Impact average energy /J	Impact toughness $/\text{J}\cdot\text{cm}^{-2}$
Untreatments	8.1	8.6	8.4	8.36	11.9×10^{-3}
Furnace cooling (1 000°C)	5.41	5.16	5.27	5.23	7.83×10^{-3}
Furnace cooling (1 100°C)	6.01	6.39	6.74	6.38	9.11×10^{-3}
Furnace cooling (1 200°C)	8.42	8.53	8.51	8.49	12.13×10^{-3}

2.3 显微硬度分析

图 5 为显微硬度测试结果,施加载荷从 100 g 增加至 1 000 g,每种载荷的测试点为 3 个,结果取其平均值。由图 5 可以看出,随载荷的增加,CoCrMo 合金的硬度达最高值后逐渐降低,后趋于稳定。铸造件的硬度约为 339 HV,SLM 成型件硬度约为 501 HV。1 000、1 100、1 200 °C 空冷条件下,硬度分别约为 456、413、295 HV。1 000、1 100、1 200 °C 炉冷条件下,硬度分别约为 452、385.17、356 HV。可以看出,未经热处理 SLM 成型件在所有载荷下,硬度都明显高于铸造件。分析其原因可能是:SLM 成型零件过程类似于焊接,快速加热快速冷却,形成比铸造件更细小的晶粒导致了硬度提高。对比未经热处理铸造件和 SLM 成型件在不同退火空冷条件下硬度可以发现,铸造件硬度介于 1 100 °C 与 1 200 °C 之间,比 1 000 °C 低。对比未经热处理铸造件和 SLM 成型件在不同退火炉冷条件下硬度可以发现,铸造件硬度接近 1 200 °C,比 1 000 °C 和 1 100 °C 低。1 000、1 100 °C 空冷条件下硬度均比 1 000 °C、1 100 °C 炉冷条件下高,1 200 °C 空冷条件下硬度比 1 200 °C 炉冷条件下低。

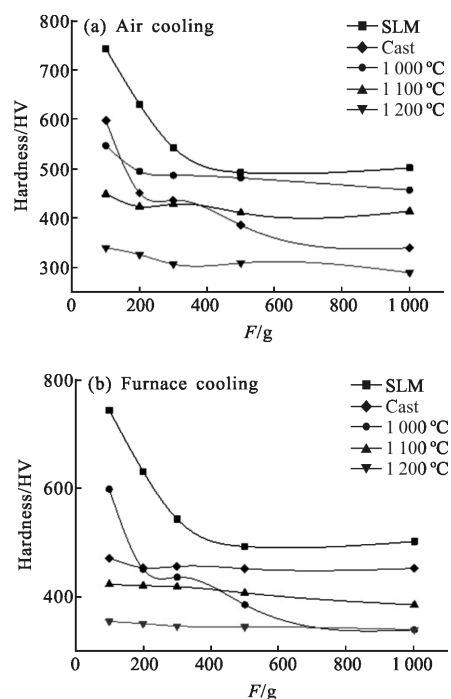


图 5 不同载荷条件下显微硬度

Fig.5 Micro hardness under different loading conditions

2.4 成型零件表面组织分析

由图 6(a)可以看出,SLM 成型件表面金相组织激光扫描路径清晰可见,表面是由多道具有相同组织特点的组织组成,有少量孔洞,熔道与熔道彼此相互平行且有重叠。产生的少量孔洞是由于 SLM 成型零件过程中,高能激光束冲击粉末将粉末迅速加热到熔点,产生少量飞溅颗粒引起的,但总体成型质量良好。相互平行且有重叠熔道现象,是由于采用邻层错开隔层正交的扫描方式,第 N 层与 $N+1$ 层边缘呈现一层为扫描线开始或结尾,一层为扫描线边缘,熔道与熔道之间间距小于激光直径引起的。

SLM 成型零件过程属快速加热快速冷却过程,具有晶粒细化作用,热量主要沿垂直于基板的 Z 的负方向散失,从而使液态金属的凝固过程具有明显的方向性,消除了横相晶界,最终形成与基板垂直的树枝晶,呈现硬而脆的特点。由图 6(b)可以看出,铸态 CoCrMoC 合金为粗大枝晶结构,表面具有较多孔洞,应该是铸态 CoCrMoC 合金在凝固过程中合金元素分布不均造成的。

由图 6(c)、(e)、(g)可以看出,1 000 °C 空冷条件下,熔道之间搭接清晰可见,晶界之间模糊不清,有少量碳化物析出;1 100 °C 空冷,熔道之间搭接清晰可见,晶界清晰可见,晶粒细小,碳化物析不明显;1 200 °C

空冷,熔道搭接界面消失,晶界清晰可见,晶粒粗大,有少量碳化物析出^[16]。

由图 6 (d)、(f)、(h) 可以看出,1 000 °C 炉冷条件下,熔道搭接界面消失,晶界清晰可见,晶界之间有大量碳化物出现;1 100 °C 炉冷,熔道搭接界面消失,与 1 000 °C 炉冷相比有大块晶粒出现,晶界之间有大量碳化物出现。1 200 °C 炉冷,在晶界区域有大量碳化物析出,CoCrMoC 合金只含有层状的“珠光体”共晶碳化物 Cr₂₃C₆^[17]。Cr₂₃C₆ 碳化物是一流体相发生共晶转变缓慢的凝固产生的。此外,检测到 σ 相的形成,结合,形成 Cr₂₃C₆ 碳化物在晶界沉积^[18]。参考相关学者研究^[19]笔者认为,碳化物的析出促进 σ 相的形成,大量的碳化物提高了 σ 相的析出率。

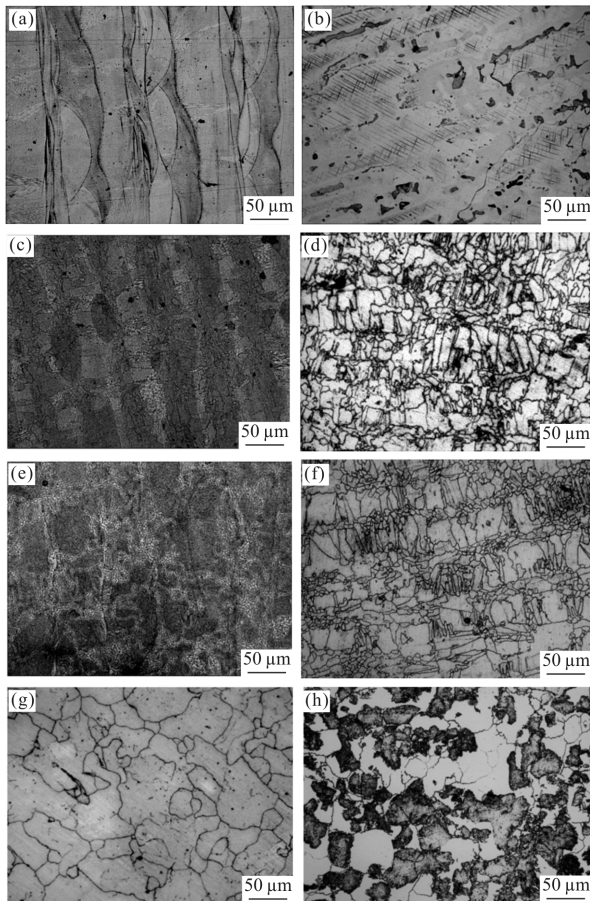
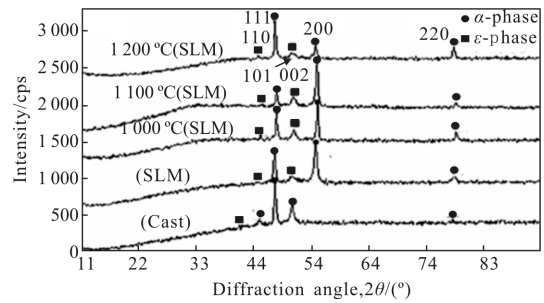


图 6 CoCrMo 合金零件表面组织形貌。(a)未处理 SLM 成型件;(b)铸造件;(c)、(e)、(g)分别为 1 000、1 100、1 200 °C 空冷;(d)、(f)、(h) 分别为 1 000、1 100、1 200 °C 炉冷

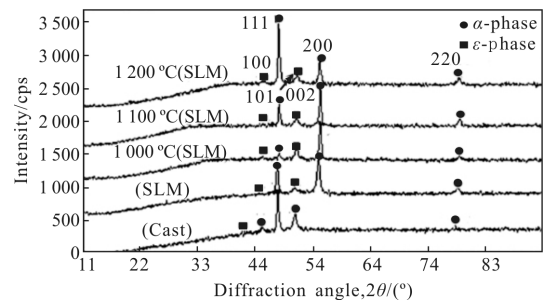
Fig.6 Surface microstructure morphology of CoCrMo alloy parts. (a) SLM manufacturing parts without processing; (b) cast; (c), (e), (g) 1 000, 1 100, 1 200 °C air cooling; (d), (f), (h) 1 000, 1 100, 1 200 °C furnace cooling

2.5 XRD 分析结果

SLM 成型件与铸造件在不同条件下 XRD 分析结果如图 7 所示,由图 7 可以看出,SLM 成型 CoCrMo 合金零件在不同热处理条件下的 XRD 衍射图非常相似。不同热处理温度下相主要由 α 和 ϵ 两相组成,二者均有 α -CoCr 和 ϵ -CoCr 固溶体相组成。主相 α -CoCr 固溶体为面心立方 fcc-(CoCrMo)



(a) 空冷条件下
(a) Air cooling



(b) 炉冷条件下
(b) Furnace cooling

图 7 不同热处理条件试样的 XRD 图谱

Fig.7 XRD patterns of samples of different heat treatment conditions

和 ϵ -CoCr 固溶体为密排六方 hcp-(CoCrMo)。低温退火后,CoCrMo 合金中的 fcc 相衍射强度有所降低、高温退火后,CoCrMo 合金中的 fcc 相衍射强度有所增强,说明 SLM 成型件在较低的退火温度下延伸率较差。在空冷条件下,随退火温度的升高衍射峰峰形逐渐变尖锐,略有变窄,说明随处理温度的升高晶粒逐渐变大,内应力逐渐变低。由 CoCrMo 合金金相图谱可知,退火空冷后 XRD 衍射图谱应有新衍射峰析出 $M_{23}C_6$, $M_{23}C_6$ 主要由 Co 和 Cr 以及少量的 Mo 组成,但在 XRD 图谱中并未检测到,这可能与 $M_{23}C_6$ 碳化物析出量较少有关。SLM 成型件 1 200 °C 退火空冷条件下, ϵ 固溶体相衍射峰强度较弱, α 固溶体相的衍射峰强度

较强,说明 1200℃退火空冷条件 SLM 成型件含有较多的面心立方相,因此具有较高的延伸率。

与空冷相似,炉冷条件下如图 8(b)所示,随处理温度的升高,晶粒逐渐变大,内应力逐渐变低。由 CoCrMo 合金金相图谱可知,退火炉冷后也应有新衍射峰析出 $M_{23}C_6$, $M_{23}C_6$ 主要由 Co 和 Cr 以及少量的 Mo 组成,但在 XRD 图谱中并未检测到。SLM 成型件 1200℃退火炉冷条件, ϵ 固溶体相衍射峰较弱、 α 固溶体相的衍射峰强度较强,说明 SLM 成型件相在高温退火炉后由密排六方向面心立方转变,因此具有较高的延伸率。

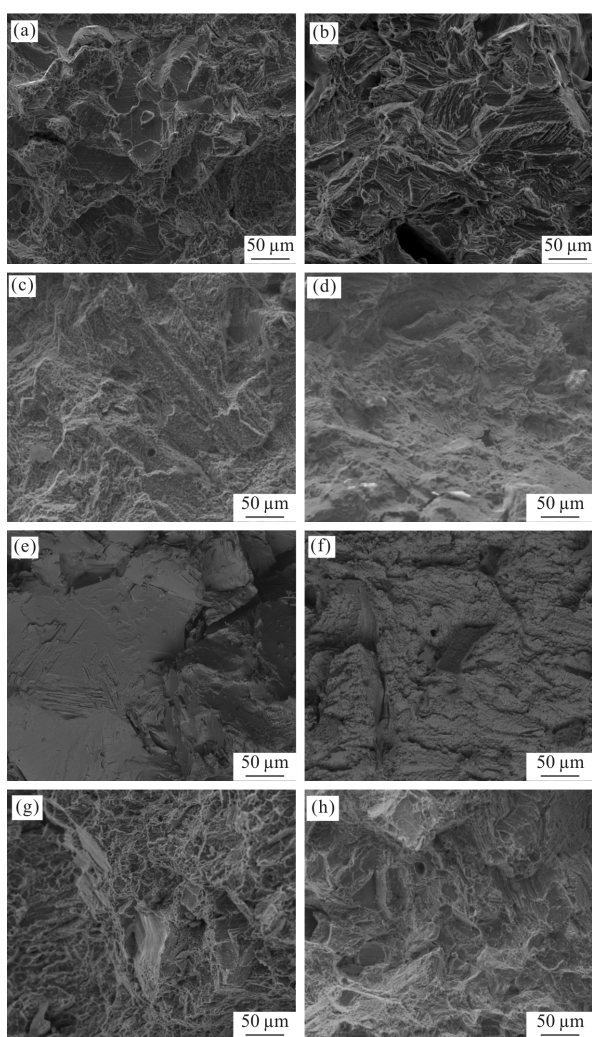


图 8 拉伸断口表面形貌。(a) 铸造件;(b)未处理 SLM 成型件;(c)、(d)、(e)分别为 1000、1100、1200℃ 炉冷;(f)、(g)、(h) 分别为 1000、1100、1200℃ 空冷

Fig.8 Tensile fracture surface morphology. (a) Cast; (b) SLM manufacturing parts without processing; (c),(d),(e) 1000, 1100, 1200℃ furnace cooling; (f),(g),(h) 1000, 1100, 1200℃ air cooling

2.6 断口形貌分析

2.6.1 拉伸断口形貌分析

通常情况下零件表面具有较多小晶面说明其强度越高,具有较多韧窝说明其延伸率越高。图 8(a)示出的铸造件断口表面观察发现,其具有较多的小晶面和大量的小韧窝,表面凸凹不平,有明显断裂韧带,说明其具有较高的抗拉强度和延伸率,其断裂机理为韧性断裂。从图 8(b)SLM 成型件断口表面可以发现,表面有大量细小晶面,且表面较为平整,未发现明显的韧窝,有明显的断裂韧带,表明其具有较高的抗拉强度和较低的延伸率,其断裂机理为脆性断裂。图 8(c)示出 1000℃炉冷条件下的断口,晶面模糊不清,呈现河流状花样,无明显断裂韧带,说明其断裂机理为韧脆断裂。图 8(d)示出 1100℃炉冷条件下,断口表面有明显碳化物颗粒,有明显撕裂现象,说明其断裂机理为脆性断裂向韧性断裂的过度。图 8(e)示出 1200℃炉冷条件下,表面凸凹不平,有大面积撕裂块,说明其断裂机理为韧性断裂。图 8(f)示出 1000℃空冷条件下,断口较为平整,无明显撕裂现象,说明其断裂机理为脆性断裂。图 8(g)示出 1100℃空冷条件下,断口凸凹不平,呈现河流状花样,有大量韧窝,少量小晶面,表明其断裂机理为韧脆性断裂。图 8(h)示出 1200℃空冷条件下,断口凸凹不平,有大量韧窝和小晶面存在,表明其断裂机理为韧性断裂。

2.6.2 冲击断口形貌分析

冲击试样断口在通常情况下除了切口底部的断裂源外,一般由纤维区、放射区和剪切唇三部分组成,断口上这三个区域所占比例的大小,标志着材料韧性的优劣。在实验条件一致的情况下,纤维区和剪切唇越大则材料的韧性越好^[20]。未进行热处理和进行退火炉冷工艺处理后试样的断口宏观形貌如图 9 所示。

图 9 中,图(a)为未经热处理 SEM 图像,图(b)为 1000℃退火处理 SEM 图像,图(c)为 1100℃退火处理 SEM 图像,图(d)为 1200℃退火处理 SEM 图像。未经热处理试样断口中撕裂的碎片比较多,表面凸凹不平,剪切唇较多且明显,断口表面存在许多平坦的小晶面,说明试样为脆性断裂。1000℃退火试样的断口,表面凸凹不平,以放射区为主,纤维区较小,剪切唇也较小,撕裂的碎片也明显减少。剪切唇周围分布着河流状的不连续条纹,为解理条纹,解理条

纹上的分支较少,虽然有一定的撕裂程度,但韧性相对未处理前较差,也属于脆性断裂。 $1\ 100\ ^\circ\text{C}$ 退火试样断口,表面较为平整,有许多细小韧窝。断面可以看到明显裂口,为断裂源,撕裂的碎片有所增多,但比较光滑,说明其撕裂的程度也很小,冲击韧性有所提高,因此其断裂属韧性断裂。在 $1\ 200\ ^\circ\text{C}$ 退火试样断口表面可以看到,韧窝明显变大、变多,断裂裂纹深度有所加深、变大,未熔小颗粒为断裂源,断面凸凹不平,有明显撕裂现象,说明其断裂机理为韧性断裂。

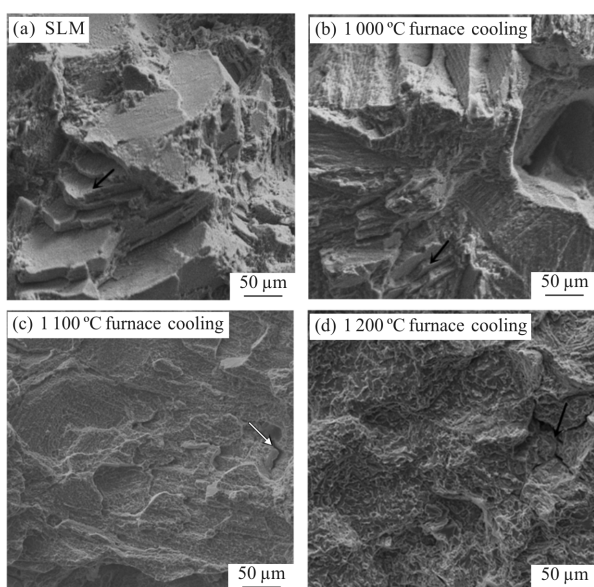


图 9 冲击断口表面形貌

Fig.9 Impact fracture surface morphology

3 结 论

(1) 未热处理 SLM 成型件具有较高的抗拉强度, $1\ 200\ ^\circ\text{C}$ 退火炉冷条件下 SLM 成型 CoCrMo 合金具有较高的延伸率;冲击功与热处理温度之间呈 U 型关系,两者之间存在韧脆转变温度。

(2) 未经热处理的 SLM 成型件在所有载荷下,硬度都明显高于铸造件; $1\ 200\ ^\circ\text{C}$ 的空冷条件下, SLM 成型件的硬度低于未经热处理的铸造件的硬度; $1\ 200\ ^\circ\text{C}$ 的炉冷处理, SLM 成型件的硬度与未经热处理的铸造件的硬度相当。

(3) CoCrMo 零件表面组织形貌未处理前呈现与基板垂直的树枝晶;退火后 CoCrMo 合金晶界均有碳化物析出;断口形貌分析发现,未处理和 $1\ 000\ ^\circ\text{C}$ 退火条件下 SLM 成型件为脆性断裂; $1\ 100\ ^\circ\text{C}$ 退火条件

下为韧性断裂; $1\ 200\ ^\circ\text{C}$ 退火条件下为脆性断裂。

当然,为了进一步了解 SLM 成型 CoCrMo 结构的综合性能,仍需进行后续实验,比如过调节退火温度和保温时间来获得 CoCrMo 零件优良的强韧性、磨损性能和疲劳分析等,为 SLM 直接制造 CoCrMo 结构医学植入体奠定基础。

参考文献:

- [1] Yang Yongqiang, Wang Di, Wu Weihui. Research progress of direct manufacturing of metal parts by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2011, 38(6): 0601007. (in Chinese)
杨永强, 王迪, 吴伟辉. 金属零件选区激光熔化直接成型技术研究进展(邀请论文)[J]. 中国激光, 2011, 38(6): 0601007.
- [2] Su Haijun, Wei Kaichen, Guo Wei, et al. New development of laser rapid forming and its application in high performance materials processing [J]. Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(6): 1567-1574. (in Chinese)
苏海军, 尉凯晨, 郭伟, 等. 激光快速成形技术新进展及其在高性能材料加工中的应用[J]. 中国有色金属学报, 2013, (6): 1567-1574.
- [3] Sun Tingting, Yang Yongqiang, Su Xubin, et al. Research of densification of 316L stainless steel powder in selective laser melting process [J]. Laser Technology, 2010, 34(4): 443-446. (in Chinese)
孙婷婷, 杨永强, 苏旭彬, 等. 316L 不锈钢粉末选区激光熔化成型致密化研究[J]. 激光技术, 2010, 34(4): 443-446.
- [4] Huang Weidong, Lv Xiaowei, Lin Xin. Research progress and developing trends on laser fabrication of biomedical materials[J]. Materials China, 2011, 30(4): 1-10. (in Chinese)
黄卫东, 吕晓卫, 林鑫. 激光成形制备生物医用材料研究现状与发展趋势[J]. 中国材料进展, 2011, 30(4): 1-10.
- [5] Su Xubin, Yang Yongqiang, Yu Peng, et al. Development of porous medical implant scaffolds via laser additive manufacturing[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(S1): 181-187. (in Chinese)
- [6] Shi Shengfeng. Microstructure and corrosion resistance of medical cobalt based alloys [D]. Hangzhou: Zhejiang University, 2006: 1-5. (in Chinese)
史胜风. 医用钴基合金组织结构及耐腐蚀性能 [D]. 杭州: 浙江大学, 2006: 1-5.
- [7] Clinical Rehabilitative Tissue Engineering Research Academic Department. Application status and development trend of medical metal materials related products [J]. Journal of

- Clinical Rehabilitative Tissue Engineering Research, 2010, 14(51): 9621-9624. (in Chinese)
- [8] Liu Jiang. Development and application of biomedical metal materials[J]. *Metallic Functional Materials*, 2007, 14(6): 3-40.
- [9] Huang Yongling. Effect of heat treatment on properties of cast Co-Cr-Mo alloy [J]. *Shanghai Steel & Iron Research*, 2003(4): 27-31. (in Chinese)
黄永玲. 热处理对铸造 Co-Cr-Mo 合金性能的影响[J]. *上海钢研*, 2003(4): 27-31.
- [10] Gong Yuanyuan. Effect of heat treatment on Wear Properties of cobalt chromium alloy used in tooth [D]. Chongqing: Medical University of Chongqing, 2008: 9-16. (in Chinese)
龚媛媛. 热处理对牙用钴铬合金磨损性能的影响 [D]. 重庆: 重庆医科大学, 2008: 9-16.
- [11] Yasa E, Kempen K, Kruth J P, et al. Microstructure and mechanical properties of maraging steel 300 after selective laser melting [C]// 21st Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium, 2010: 383-396.
- [12] Muterlle P V, Zendron M, Perina M, et al. Microstructure and tensile properties of metal injection molding Co-29Cr-6Mo-0.23C alloy [J]. *Journal of Materials Science*, 2010, 45(4):1091-1099.
- [13] Mori M, Yamanaka K, Chiba A. Effect of cold rolling on phase decomposition in biomedical Co-29Cr-6Mo-0.2N alloy during isothermal heat treatment at 1 073 K[J]. *Journal of Alloys & Compounds*, 2014, 612(7): 273-279.
- [14] Mantrala K M, Das M, Balla V K, et al. Additive manufacturing of Co-Cr-Mo alloy: influence of heat treatment on microstructure, tribological, and electrochemical properties[J]. *Frontiers in Mechanical Engineering*, 2015, 1(1): 1-2.
- [15] Wang Di. Study on the fabrication properties and process of stainless steel parts by selective laser melting [D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2013: 50-71.
- [16] Okazaki Y. Effects of heat treatment and hot forging on microstructure and mechanical properties of Co-Cr-Mo alloy for surgical implants [J]. *Materials Transactions*, 2008, 49(4): 817-823.
- [17] Caudillo M, HerreraTrejo M, Castro M R. On carbide dissolution in an as-cast ASTM F-75 alloy [J]. *Journal of Biomedical Materials Research*, 2002, 59(2): 378-385.
- [18] Ramírez-Vidaurre L E, Castro-Román M, Herrera-Trejo M, et al. Cooling rate and carbon content effect on the fraction of secondary phases precipitate in as-cast microstructure of ASTM F75 alloy [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, 209(4): 1681-1687.
- [19] Shortsleeve F J, Nicholson M E. *Trans Am Soc Met*, 1951, 43: 142.
- [20] Kim K Y, Ye L. Interlaminar fracture toughness of CF/PEI composites at elevated temperatures: roles of matrix toughness and fibre/matrix adhesion [J]. *Composites Part A Applied Science & Manufacturing*, 2004, 35(4): 477-487.