

激光与光电子学进展

选区激光熔化 SiC/18Ni300 马氏体模具钢
复合材料性能研究雷智钦^{1,2}, 梅丽芳^{1,3,4*}, 严东兵^{1,4}, 陈根余², 殷伟¹, 谢顺¹¹厦门理工学院机械与汽车工程学院, 福建 厦门 361024;²大族激光智能装备集团有限公司基础研究院, 广东 深圳 518101;³福建省客车先进设计与制造重点实验室, 福建 厦门 361024;⁴厦门市智能制造高端装备研究重点实验室, 福建 厦门 361024

摘要 采用选区激光熔化技术烧结混合后的 18Ni300 马氏体模具钢粉末和微米 SiC 粉末, 研究加入不同体积分数的 SiC 粉末对成型试样表面粗糙度、微观结构及力学性能的影响。结果表明, 随着 SiC 体积分数增加, 试样顶面的隆起和球化现象加剧, 表面粗糙度和孔隙变大, 侧面粘粉严重, 凝固组织由胞状晶向柱状晶再向枝晶转变, 试样的硬度和抗拉强度均高于未添加 SiC 粉末试样。当加入的 SiC 粉末体积分数为 0.5% 时, 试样的硬度和拉伸强度最大, 分别达到了 371.1 HV 和 1.51 GPa, 相比未添加 SiC 粉末试样分别提升了 7% 和 54.8%。因此, SiC 粉末的加入虽然提高了顶面的粗糙度及孔隙率, 但可转变和细化晶粒, 增强位错密度提高力学性能, 进而提升试样综合使用性能。

关键词 激光技术; 选区激光熔化; 18Ni300 马氏体模具钢; 金属基复合材料; 表面粗糙度; 力学性能

中图分类号 TG665

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP213007

Research on Properties of SiC/18Ni300 Maraging Steel Composite Material
Using Selective Laser MeltingLei Zhiqin^{1,2}, Mei Lifang^{1,3,4*}, Yan Dongbin^{1,4}, Chen Genyu², Yin Wei¹, Xie Shun¹¹College of Mechanical and Automotive Engineering, Xiamen University of Technology,
Xiamen, 361024, Fujian, China;²Basic Research Institute, Han's Laser Intelligent Equipment Group Co., Ltd.,
Shenzhen, 518101, Guangdong, China;³Xiamen Key Laboratory of Intelligent Manufacturing Equipment, Xiamen, 361024, Fujian, China;⁴Fujian Key Laboratory of Advanced Design and Manufacture for Bus & Coach,
Xiamen, 361024, Fujian, China

Abstract In this study, 18Ni300 maraging steel powders and micron silicon carbide (SiC) powders are sintered using selective laser melting technology. Furthermore, the effects of adding different volume fractions of SiC for roughness, microstructure, and mechanical properties are investigated. The results reveal that with the increase in SiC volume fraction, the swelling and spheroidization of the top surface are aggravated, the surface roughness and pores become larger, and the side powder adhesion is serious. Additionally, the solidification structure changes from cellular crystals to columnar crystals and then to dendrites, and the samples of hardness and tensile strength are higher than those without SiC powders. When the volume fraction of SiC powders is 0.5, the hardness and tensile strength samples are the highest, reaching 371.1 HV and 1.51 GPa, which are 7% and 54.8% higher than the sample without SiC powders, respectively. Therefore, while the addition of SiC powders increases the top surface roughness and porosity, it can transform and refine the grain, increase the dislocation density and improve mechanical properties, and then enhance the comprehensive performance of the sample.

Key words laser technique; selective laser melting; 18Ni300 maraging steel; metal matrix composite material; surface roughness; mechanical properties

收稿日期: 2021-11-02; 修回日期: 2021-12-02; 录用日期: 2021-12-13; 网络首发日期: 2021-12-30

基金项目: 广东省重点领域研发计划(2020B090924002)、福建省对外合作项目(2020I0026)、厦门市科技计划(2502Z20203067)、福建省教育厅中青年教师科研项目(JAT200485)、厦门理工学院研究生科技创新计划(4030219029)

通信作者: *2010110808@xmut.edu.cn

1 引言

选区激光熔化(SLM)技术被广泛认为是继传统铸造、锻造后新型的金属零件成型技术。激光沿着规划好的路径烧结金属粉末逐层叠加成型,可用来制备同等力学性能的轻量化零件,极大程度地提高材料的利用率和加工效率^[1]。18Ni300 马氏体(MS)模具钢具备优秀的热导性、较高的比强度和良好的焊接性能,被广泛应用于高性能模具、航空航天、原子能等尖端领域^[2]。随着工业发展对高强度合金的需求增加,许多学者开始研究在金属粉末中加入增核剂来提高强度和改善表面形貌。常见的增核剂主要有氧化物、氮化物、硼化物和碳化物^[3-4],其原理是通过细晶强化、位错强化、Orawan 强化机制以及载荷转移来达到机械性能的增强^[5-6]。Dai 等^[7]发现通过添加与铝合金匹配的高热导性陶瓷可以稳固熔池,从而改善铝基复合材料零件的表面粗糙度。欧阳盛等^[8]研究发现在 7075 铝合金粉末中添加 TiH₂+TiB₂ 能够使 SLM 成型出完全无裂纹的合金。Wang 等^[9]研究加入碳纳米管(CNT)可以阻碍晶粒生长显著提高 SLM 成型铝合金试样的显微硬度、拉伸强度以及延伸性。而国内外学者目前主要是通过优化热处理工艺来提升 SLM 成型模具钢的机械性能;董福元等^[10]研究表明 SLM 成型马氏体时效钢的硬度和强度随时效处理的时间增加呈先增后降趋势;陈卫东等^[11]研究显示对 SLM 技术制备的 H13 模具钢进行回火处理也能显著提升力学性能;Hong 等^[12]指出

对未经热处理成型的 18Ni300 模具钢直接氮化处理能够获得最佳表面机械性能,而关于 SLM 成型模具钢复合材料(MMCs)的研究较少,特别是 SiC 粉末对 SLM 成型模具钢性能影响的研究鲜有报道。

然而热处理对模具钢机械性能的提升存在上限,如果 SLM 成型试样的机械性能在热处理前就实现很大程度提升,再经热处理后就能实现质的飞跃,因此迫切需要研究加入增核剂对 SLM 成型模具钢的性能影响。故本文选择含碳量较低的 18Ni300 马氏体时效钢作为基体,研究加入不同体积分数的 SiC 粉末对基体的表面粗糙度、表面形貌、硬度和强度的影响。

2 实验条件与方法

2.1 材料

试验选用高纯度球形 18Ni300 模具钢粉末,粉末中位粒径 $D_{50}=34.9 \mu\text{m}$,主要化学成分(质量分数,%)包括:Co(9.01%),Ni(17.95%),Ti(0.67%),Mo(4.76%),其余为 Fe。该粉末球形度较高,卫星球数量少,如图 1(a)所示。增核剂选用微米级 SiC 粉末,中位粒径 $D_{50}=4.14 \mu\text{m}$,其形状多为长条,分布密集,如图 1(c)所示。根据前期试验数据可知,加入体积分数 2% 和 3% 的 SiC 粉末会严重影响试样的成型质量从而降低试样的致密度,并通过排水法测得致密度分别为 88.86% 和 80.9%,如图 1(g)和(h)所示。因此,按照粉末的松装密度在 MS 粉末中添加体积分数 0.3%~1% 的 SiC 粉末。由于 SiC 粉末在范德瓦尔斯

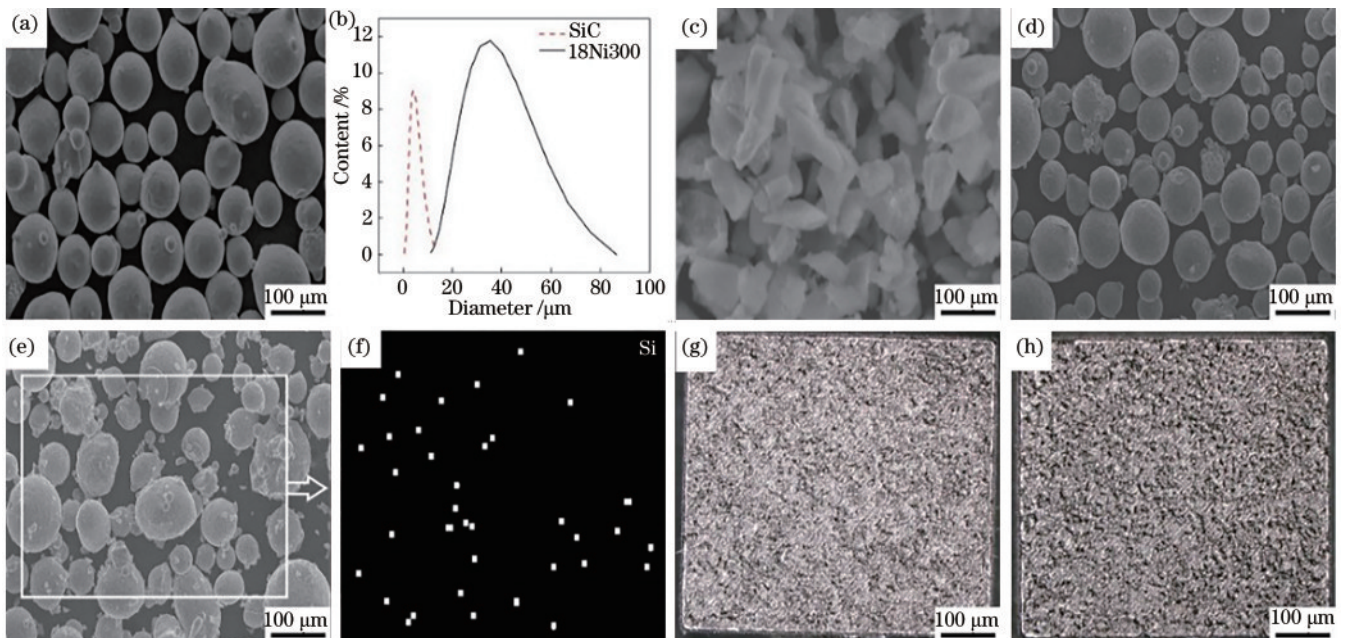


图 1 粉末及成型试样。(a)18Ni300 粉末;(b)SiC 和 18Ni300 粉末粒径分布图;(c)SiC 粉末;(d)加入体积分数 0.3% SiC 的混合粉末;(e)加入体积分数 1% SiC 的混合粉末;(f)Si 元素;(g)加入体积分数 2% SiC 的试样;(h)加入体积分数 3% SiC 的试样

Fig. 1 Powders and formed specimen. (a) 18Ni300 powders; (b) particle size distributions of SiC and 18Ni300 powders; (c) SiC powders; (d) mixed powder with volume fraction of 0.3% SiC; (e) mixed powder with volume fraction of 1% SiC; (f) Si element; (g) sample with volume fraction of 2% SiC; (h) sample with volume fraction of 3% SiC

力的作用下容易团聚,故首先对混合粉末进行超声震散,再用细目筛网将粉末均匀分散,最后以 1500 r/min 的转速匀速搅拌 2 h,保证团状的 SiC 粉末与基体粉末充分均匀混合得到复合粉末,添加体积分数 0.3% 和 1% SiC 的复合粉末如图 1(d)、(e) 所示。图 1(f) 中 Si 元素的分布位置说明粉末混合均匀。基板材料为 304 不锈钢,经磨床精磨后的边角高度误差在 ± 0.02 mm,安装前用无水乙醇擦拭以去除油渍污迹。为便于分析说明,用 M0、M0.3、M0.5、M0.8、M1 来命名分别添加体积分数 0、0.3%、0.5%、0.8%、1% SiC 粉末后的成型试样。

2.2 试验设备

试验采用大族激光的 HAN'S M100 金属三维打印设备,最大成型尺寸为 110 mm \times 110 mm \times 100 mm,激光器为德国 IPG 公司研发的 IPGYLR-200-AC 红外光纤激光器(波长 $\lambda=1.06\sim 1.08$ μm ,最大激光功率为 200 W,焦点光斑直径为 50 μm),该激光器具有光束质量高($M^2<1.1$)、出光稳定、散热面积大、体积小等优点,并且采用精度高、控制稳定的 IntelliSCAN III 20 扫描振镜,最大扫描速度为 7 m/s。

2.3 试验方法

调整 SiC 粉末的体积分数,分别采用 SLM 成型 5 组 10 mm \times 10 mm \times 10 mm 的方块试样和满足 GB/T 228.1—2010 的拉伸试样。工艺参数分别是激光功率 150 W、扫描速度 800 mm/s、扫描间距 65 μm ,采用层间旋转角度为 67° 的条形扫描策略。本文分别研究了加入不同体积分数的 SiC 粉末对 MMCs 的影响,从表面粗糙度、显微表面形貌、硬度和拉伸强度等方面与未添加 SiC 粉末试样进行对比分析。

用电火花线切割将 SLM 成型的试样与基板分

离,对表面进行超声清洗后,用 VKX-1000 对试样原始形貌的表面和侧面进行表面粗糙度测量。然后,依次用 240、600、1200、2000、5000 目的砂纸对小方块试样表面进行打磨抛光。待打磨光整后,将试样经 30 mL 浓盐酸与 10 mL 浓硝酸混合配制的王水溶液腐蚀 40 s,清洗晾干后,分别用 VXH-6000 超景深电子显微镜和 ZEISS 的 Sigma 500 扫描电子显微镜(SEM)观测试样表面显微形貌。为获得试样的力学性能,首先采用 HVS-1000Z 显微硬度仪,对每个样品的上表面进行显微硬度测试,载荷为 1 kgf (1 kgf=9.8 N),持续 15 s,测量 9 个点,取平均值作为最终硬度值。再采用 REGER 公司的 RGM-4300 电子万能试验机对试样进行抗拉压性能测试,设备准确度为 0.5 级,最大载荷 300 kN。拉伸试验在室温下进行,加载速率 2 mm/min,根据原始标距与截面尺寸最终获得各试样的抗拉强度和延伸率。

3 结果与讨论

3.1 表面粗糙度对比

添加不同体积分数 SiC 粉末成型的小方块试样顶面形貌如图 2 所示。由图 2(a)~(e) 可知,随着 SiC 粉末含量增多,顶面首先出现局部不规则泪滴状隆起,再新增表面球形,且呈逐渐增加的趋势,图中方形和圆形圈住的地方分别表示隆起和球形。在图 3(a) 中,随着 SiC 体积分数的增加,拉伸试样的表面颜色越来越暗,并且表面的球形现象也逐渐增多。这是由于激光能量呈高斯分布,造成熔池中心温度高而边缘温度低,故形成表面张力梯度引发由中心向边缘的 Marangoni 对流。熔池尾部温度低加之熔体表面张力大,所以熔体沿着激光束运动的反方向流动,在快速凝固作用下形成了泪滴状的隆起^[13]。除 M0 试样表面平整光滑外,

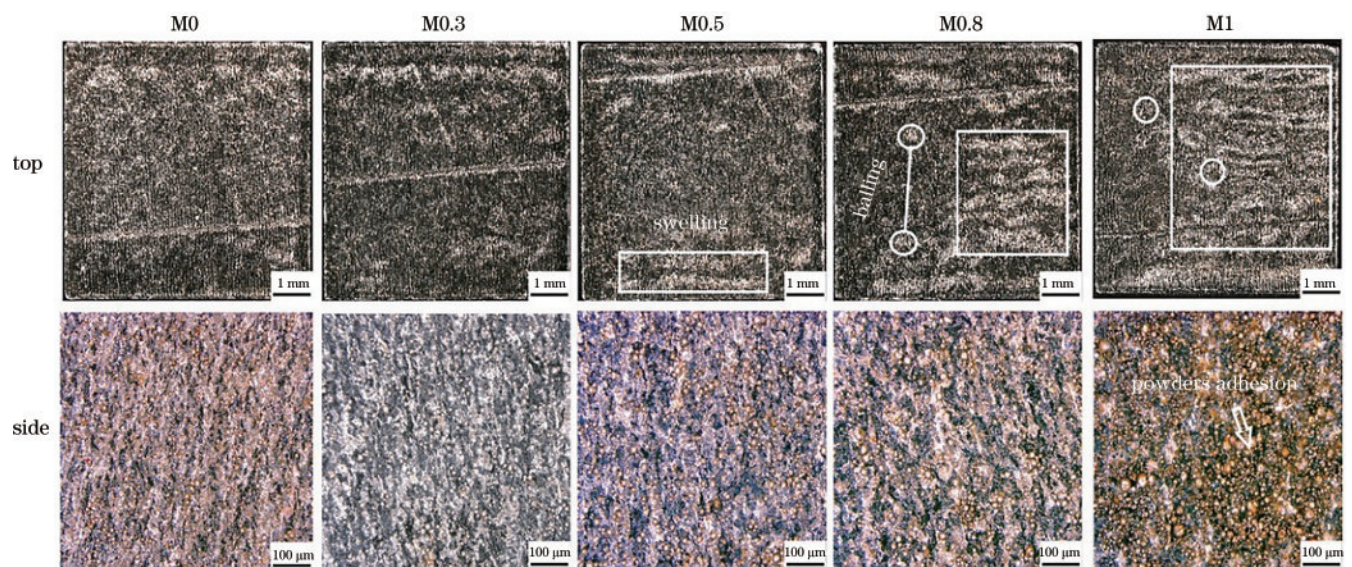


图 2 试样顶面与侧面形貌

Fig. 2 Top and side morphology of the sample

其他试样均有不同程度的隆起和球化,加入 SiC 后一方面可能影响了温度梯度打破了已形成的动态平衡造成表面隆起,另一方面 SiC 和 MS 的熔点相差较大,同时激光能量在复合粉末表面不均匀分布,根据吉布斯自由能最小原理熔体表面收缩到最小,熔池产生球化现象^[14]。在高倍镜下观测到所有试样的侧面均存在粘粉现象,然而随着 SiC 体积分数的增加,试样侧面粘粉现象逐渐严重,如图 2(a1)~(e1)所示。添加 SiC 粉末造成 Marangoni 对流加剧将不完全熔融或未熔粉末颗

粒吸附在熔池边缘,等熔池凝固后就形成图中所示的粘粉现象。

对各个试样表面和侧面各选取 5 个局部区域测试了线粗糙度,取平均值作为相应平面的最终粗糙度值,所得结果如图 3(b)所示。由图 3 可知,成型试样表面的粗糙度随 SiC 粉末含量的增加而变大,而侧面的粗糙度随 SiC 含量增加的变化较小。因此,对试样粗糙度有影响的主要是表面的隆起和球化,而侧面的粘粉行为对粗糙度影响相对较小。

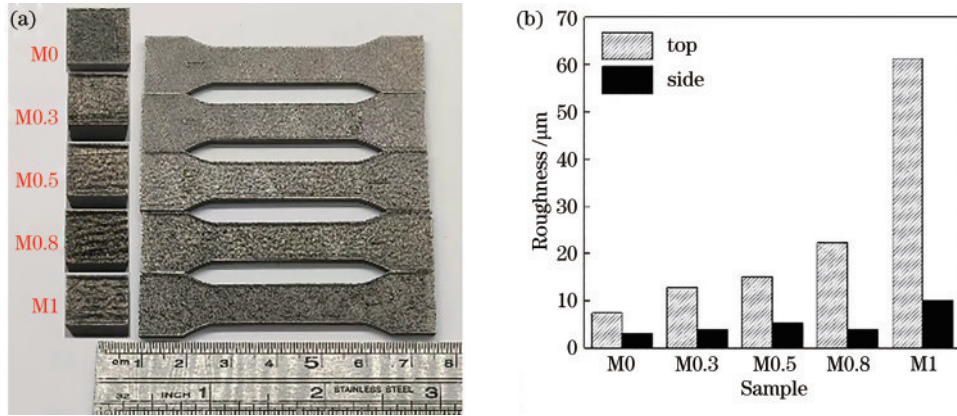


图 3 成型试样及其表面粗糙度值

Fig. 3 Formed sample and its surface roughness value

3.2 表面形貌和微观结构

选取 M0、M0.5、M1 试样进行表面形貌和微观结构的对比分析,抛光后的表面形貌如图 4(a)~(c)所示。由图 4 可知,在采用较优的工艺参数下加入体积分数 0.5% 和 1% 的 SiC 粉末后试样表面会出现孔隙,且随 SiC 含量的增多,孔隙逐渐变大。形成这种

原因一方面可能因为加入 SiC 粉末后表面自由能变小和表面粗糙度的变大导致熔池的润湿性降低从而形成孔隙^[15],另一方面由于在抛光过程中试样表面的氧化夹杂物被磨掉留下细小的孔隙。因此,添加的 SiC 含量越多越容易使试样表面产生孔隙,且孔隙越来越大。

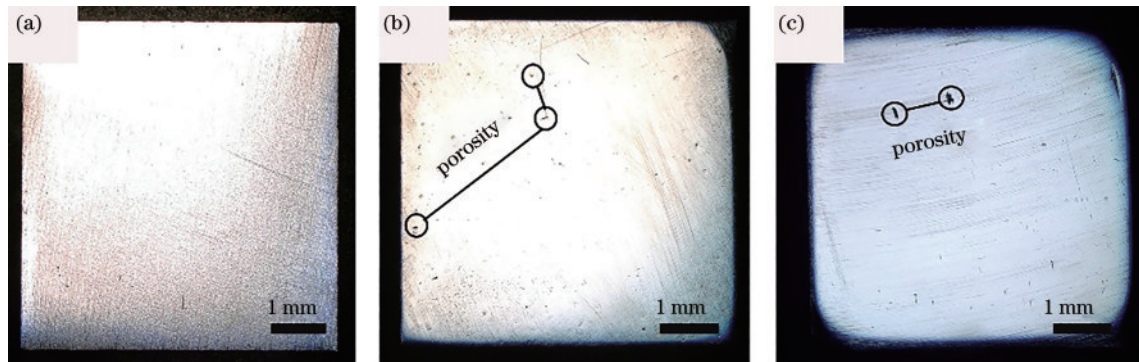


图 4 试样抛光后的表面形貌

Fig. 4 Polished surface morphologies of the sample

图 5(a)~(c)展示了添加 SiC 粉末对试样凝固组织的影响。从图 5(a1)可以看出,M0 试样的凝固组织特征表现为胞状晶,这是因为 SLM 成型 MS 过程中的冷却速率非常高 ($7.67 \times 10^7 \text{ K/s}$)^[16],促使平滑的固液界面小的凸起向成分过冷区域生长,固液界面失去稳定性从而形成胞状晶,通过 ImageJ 软件采用直线截点法算得 M0 试样的胞状晶粒大小约为 $0.61 \mu\text{m}$ 。

图 5(b1)所示为 M0.5 试样的部分凝固组织发生改变,一部分胞晶侧面的凸起向温度较低的斜下方延伸形成柱状晶,另一部分胞晶平均尺寸为 $0.52 \mu\text{m}$ 。M1 试样的凝固组织全部表现为枝晶,如图 5(c1)所示。对图 5(b1)和(c1)进行能谱仪(EDS)面谱扫描,可见 Si 和 C 元素的分布较均匀。金属的晶粒形貌由凝固行为决定,影响凝固行为的关键参数有温度梯度(G)、凝固

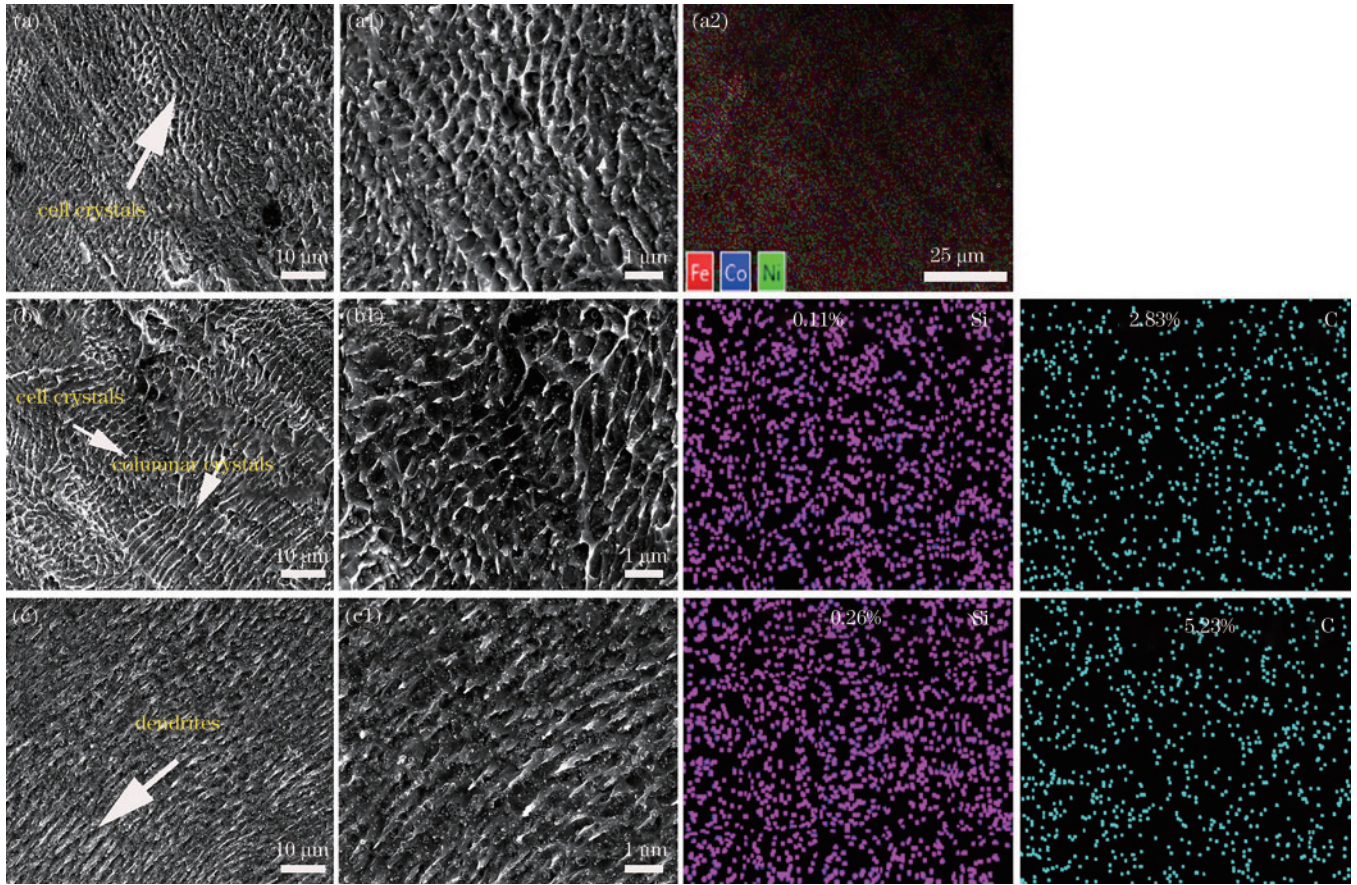


图5 试样微观结构以及EDS映射分析。(a)M0试样;(b)M0.5试样;(c)M1试样

Fig. 5 Microstructure and the EDS mapping analysis of the sample. (a) M0 sample; (b) M0.5 sample; (c) M1 sample

速率(R)、过冷度和合金成分,满足固液界面平面生长模式的公式^[17]为

$$\frac{G}{R} \geq \frac{\Delta T}{D_L}, \quad (1)$$

式中: D_L 为液相区的扩散系数。由式(1)可知,决定凝固组织的生长方式主要是温度梯度和凝固速率,同时上式需满足 G 很大或者 R 很小才能出现平面生长。只有当 G/R 的比值变小不等式不成立时,平面生长模式被打破,晶粒的生长方式才会逐渐形成胞状晶、柱状晶、枝晶以及等轴枝晶的转变。由于SiC的导热系数为 $270 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$,MS的导热系数为 $(15 \pm 0.8) \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$,两者间的导热系数相差巨大,加入SiC后会增加 G 和 R ,再结合SLM越靠近前一凝固层温度梯度越大的特性^[18],那些满足生长速率最快的晶向且散热最快方向的晶粒优先向成分过冷区域生长形成柱状晶区,其他晶向的晶粒受邻近晶粒的限制而不能生长。随着SiC含量的增加, R 提升幅度远超 G 时,凝固组织最终全部转变为枝晶。综上所述,提高SiC的含量会显著增加试样的凝固速率,进而转变凝固组织。

3.3 力学性能对比

对添加不同体积分数SiC试样进行显微硬度测量,结果如图6(a)所示。由图6可知,随着SiC含量的

增加,试样的显微硬度先增加后减小,但均高于未添加SiC粉末试样。当添加体积分数0.5% SiC粉末时试样的显微硬度最大,达到 371.1 HV ,相较于M0试样的 347.1 HV 提升了7%,而经传统锻造马氏体时效钢的维氏硬度在 $280 \sim 330 \text{ HV}$ 之间^[19],本文通过SLM成型试样的硬度要更优。在M1试样中,虽然显微硬度略高于M0,但压痕表现为非正锥形,表明试样表面承受载荷不均匀。由于SiC和MS的热膨胀系数、弹性模量存在较大差异^[20],而在SLM成型过程中会产生热应力的累积,促使MS基体发生塑性变形导致位错密度增加,从而达到位错强化的效果。但是由于激光能量是固定的,在添加超过体积分数0.5%的SiC粉末后未熔颗粒容易增加试样的孔隙率从而降低强度。

图6(b)、(c)分别为拉伸测试得到的应力-应变和最大拉伸强度-延伸率曲线。由图6可知,拉伸强度的增长趋势与显微硬度相同,呈先增后减。加入SiC粉末试样的最大拉伸强度均高于未添加SiC粉末试样,M0.5试样的最大拉伸强度达到 1.51 GPa ,相较M0试样的 975.27 MPa 提升了54.8%,对比华曙高科成型MS试样的最大拉伸强度为 $(1150 \pm 100) \text{ MPa}$,也有明显的提高。添加SiC粉末试样的最大拉伸强度均高于M0试样,延伸率呈现下降趋势。为解释这些现象的原因,接下来对拉伸件断口进行分析。

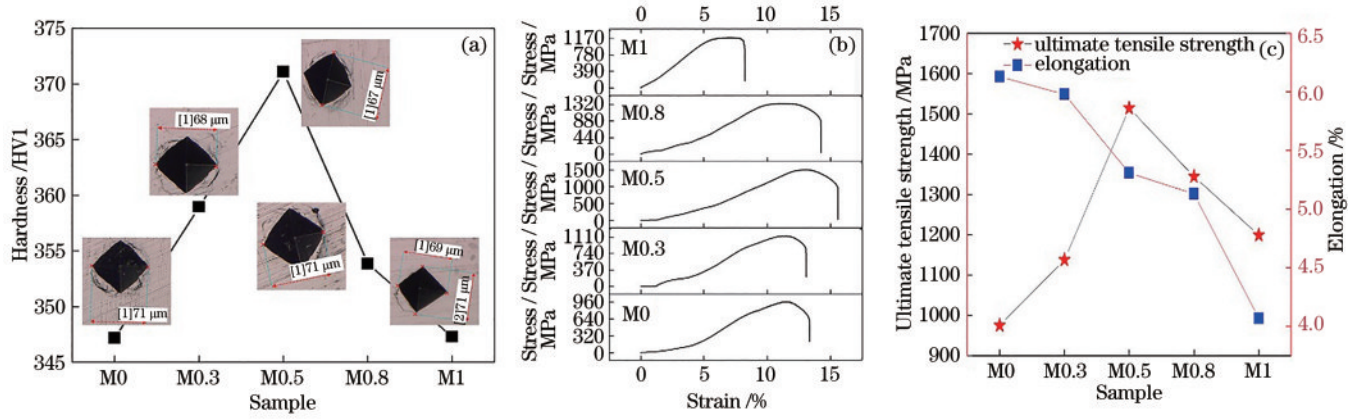


图 6 试样的力学性能分析。(a)硬度变化曲线;(b)应力-应变曲线;(c)最大拉伸强度-延伸率曲线

Fig. 6 Analysis of mechanical properties of the sample. (a) Hardness curve; (b) stress-strain curves; (c) ultimate tensile strength-elongation curves

图 7 为添加不同体积分数 SiC 粉末成型试样的拉伸断口宏观和微观形貌。从断口宏观形貌上看,图 7(a)的断口存在一定程度由边缘向中心的缩颈,断口颜色灰暗、凹凸不平且有较明显的塑性变形,图 7(b)~(e)所示的断面颜色均有灰暗和光亮共存,但是图 7(b)~(d)存在明显的缩颈现象,而图 7(e)中宏观断口形貌比较平直,灰暗断面呈粗糙状,初步判断 M0 试样的断裂方式仅为塑性断裂,加入不同体积分数 SiC 的 MCCs 试样为塑性-脆性断裂。由图 7(a1)~(e1)可知,所有试样断口的微观形貌中均存在不同大小的韧窝。其中,图 7(a1)~(d1)中的韧窝形状显示断裂机理为滑移分离,进一步放大可以看到涟波状的微观形貌。

图 7(e1)中断口所示的晶粒较明显,图 7(e2)中的晶界面光滑且无特征形貌,表现为沿晶断裂。综上所述,未添加 SiC 粉末的试样断裂方式仅为塑性断裂,加入 SiC 粉末的试样断口均表现为塑性-脆性断裂,区别在于 M0.3、M0.5、M0.8 试样以塑性断裂为主, M1 以脆性断裂为主。图 7(c1)中的韧窝深度相比其他的要深一些,所以 M0.5 试样的最大拉伸强度要高于其他试样。而导致 M1 试样脆性断裂的原因可能是过量 SiC 粉末的加入降低了金属的层错能,促进平面滑移的产生而影响交滑移进行,阻碍应力松弛导致试样脆断,也可能由于过量的 SiC 粉末和基体在熔融过程中形成的合金元素在晶界聚集从而产生沿晶脆断。

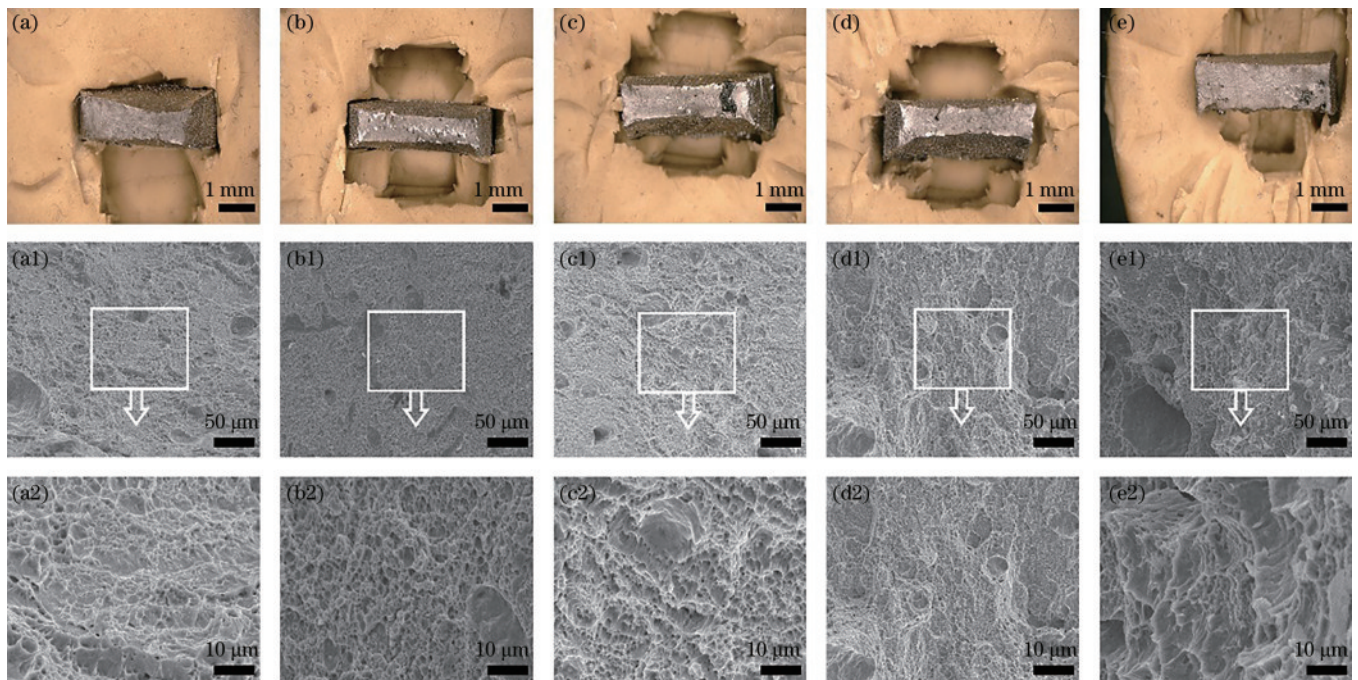


图 7 拉伸试样的断口形貌。(a)M0;(b)M0.3;(c)M0.5;(d)M0.8;(e)M1

Fig. 7 Fracture morphology of tensile specimens. (a) M0; (b) M0.3; (c) M0.5; (d) M0.8; (e) M1

4 结 论

随着 SiC 粉末体积分数的增加,试样顶面首先出现泪滴状隆起,再新增球化现象,并逐渐加剧导致顶面的粗糙度也随之增大,侧面的粘粉现象加重但对该平面的粗糙度影响不大。

通过对添加与未添加 SiC 粉末的 SLM 成型试样表面的微观检测发现,未添加 SiC 粉末试样的显微组织为胞状晶,晶粒大小在 0.5 μm 左右。而随着 SiC 粉末体积分数的增加,试样表面孔隙会逐渐变大,但内部晶粒尺寸变小,同时组织的温度梯度和凝固速率增加,打破了固液界面的平面生长模式,凝固组织由胞状晶向柱状晶再向枝晶转变。

随着 SiC 粉末体积分数增加,试样的延伸率虽呈下降趋势,但试样的硬度和拉伸强度均呈现先增后减的趋势,且均高于未添加 SiC 粉末试样。当 SiC 粉末体积分数为 0.5% 时,试样的硬度和拉伸强度最大,分别达到了 371.1 HV 和 1.51 GPa,相比未添加 SiC 粉末试样分别提升了 7% 和 54.8%。另外,除 SiC 粉末体积分数为 1% 的试样断口形貌主要表现为脆性断裂,其他试样断裂方式主要为塑性断裂。

参 考 文 献

- [1] Yin S, Chen C Y, Yan X C, et al. The influence of aging temperature and aging time on the mechanical and tribological properties of selective laser melted maraging 18Ni-300 steel[J]. Additive Manufacturing, 2018, 22: 592-600.
- [2] 魏富涛, 许冠, 毛卫东, 等. 18Ni300 模具钢激光选区熔化工艺优化及力学性能研究[J]. 粉末冶金技术, 2019, 37(3): 214-219.
Wei F T, Xu G, Mao W D, et al. Research on the process optimization of selective laser melting and the mechanical properties of 18Ni300 die steel[J]. Powder Metallurgy Technology, 2019, 37(3): 214-219.
- [3] Wang P, Eckert J, Prashanth K G, et al. A review of particulate-reinforced aluminum matrix composites fabricated by selective laser melting[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(8): 2001-2034.
- [4] 贾少澎, 祝贺, 邹田春, 等. 掺杂铝合金激光选区熔化成型研究进展[J]. 科学技术与工程, 2020, 20(20): 7977-7981.
Jia S P, Zhu H, Zou T C, et al. Research development of selective laser melting of doped aluminum alloy[J]. Science Technology and Engineering, 2020, 20(20): 7977-7981.
- [5] 决久斌. Al 基复合材料选区激光熔化成型机理及摩擦磨损性能研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2017.
Jue J B. Research on forming mechanism and wear performance of Al based composites manufactured by selective laser melting[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2017.
- [6] Dadbakhsh S, Mertens R P, Hao L, et al. Selective laser melting to manufacture “*in situ*” metal matrix composites: a review[J]. Advanced Engineering Materials, 2019, 21(3): 1801244.
- [7] Dai D H, Gu D D, Xia M J, et al. Melt spreading behavior, microstructure evolution and wear resistance of selective laser melting additive manufactured AlN/AlSi₁₀Mg nanocomposite[J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 349: 279-288.
- [8] 欧阳盛, 刘允中, 沈君剑, 等. (TiH₂+TiB₂)/AA7075 复合粉末激光选区熔化成型的显微组织与力学性能[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2020, 25(3): 197-205.
Ouyang S, Liu Y Z, Shen J J, et al. Microstructure and mechanical properties of selective laser melting of (TiH₂+TiB₂)/AA7075 composite powders[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2020, 25(3): 197-205.
- [9] Wang L Z, Chen T, Wang S. Microstructural characteristics and mechanical properties of carbon nanotube reinforced AlSi₁₀Mg composites fabricated by selective laser melting[J]. Optik, 2017, 143: 173-179.
- [10] 董福元, 张明旭, 侯俊峰. 时效时间对 SLM 18Ni300 马氏体时效钢组织性能的影响[J]. 金属热处理, 2021, 46(6): 88-91.
Dong F Y, Zhang M X, Hou J F. Effect of aging time on microstructure and mechanical properties of SLM 18Ni300 maraging steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2021, 46(6): 88-91.
- [11] 陈卫东, 黄嘉豪, 温利平, 等. 激光选区熔化成型 H13 模具钢及其回火处理的组织和性能[J]. 粉末冶金工业, 2020, 30(6): 39-44.
Chen W D, Huang J H, Wen L P, et al. Microstructure and properties of selective laser melting formed H13 die steel and tempered treatment[J]. Powder Metallurgy Industry, 2020, 30(6): 39-44.
- [12] Hong Y, Dong D D, Lin S S, et al. Improving surface mechanical properties of the selective laser melted 18Ni300 maraging steel via plasma nitriding[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 406: 126675.
- [13] 周鑫. 激光选区熔化微尺度熔池特性与凝固微观组织[D]. 北京: 清华大学, 2016.
Zhou X. Research on micro-scale melt pool characteristics and solidified microstructures in selective laser melting[D]. Beijing: Tsinghua University, 2016.
- [14] 毛忠发. 铜锡合金的选择性激光熔化成型工艺及性能研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2018.
Mao Z F. Forming processing and properties of copper-tin alloy in selective laser melting[D]. Chongqing: Chongqing University, 2018.
- [15] 刘杰. 铝基材料选区激光熔化成型润湿行为及其调控[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2019.
Liu J. Wettability and control mechanism of aluminum-based material fabricated by selective laser melting[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2019.
- [16] Tan C L, Zhou K S, Kuang M X, et al. Microstructural characterization and properties of selective laser melted maraging steel with different build directions[J]. Science

- and Technology of Advanced Materials, 2018, 19(1): 746-758.
- [17] Sanaei N, Fatemi A. Defects in additive manufactured metals and their effect on fatigue performance: a state-of-the-art review[J]. Progress in Materials Science, 2021, 117: 100724.
- [18] 程灵钰, 何召辉, 孙靖, 等. 激光选区熔化成型 316L 不锈钢组织和力学性能分析[J]. 激光与红外, 2021, 51(2): 171-177.
- Cheng L Y, He Z H, Sun J, et al. Microstructure and mechanical properties of 316L stainless steel by selective laser melting[J]. Laser & Infrared, 2021, 51(2): 171-177.
- [19] 谭超林. 选区激光熔化成型马氏体时效钢及其复合、梯度材料研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2019.
- Tan C L. Selective laser melting of maraging steel and its composite, gradient materials[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2019.
- [20] Casati R, Vedani M. Metal matrix composites reinforced by nano-particles: a review[J]. Metals, 2014, 4(1): 65-83.