

选区激光熔化技术制备金属材料研究进展

张家莲**, 李发亮*, 张海军

武汉科技大学省部共建耐火材料与冶金国家重点实验室, 湖北 武汉 430081

摘要 选区激光熔化(SLM)技术是增材制造技术的一个重要分支。该方法基于离散/堆积原理,通过高能量的激光束熔化金属粉末的方式直接制备致密的三维块状材料。SLM技术在制备高精度的复杂结构零件、缩短生产周期和降低成本等方面展现出巨大优势,已被广泛用于各种合金材料的制备。综述了国内外采用SLM技术制备铝基、钛基、镍基及铁基材料的研究现状及其存在的问题,展望了SLM技术在未来金属材料制备领域的发展趋势。

关键词 激光技术; 三维打印; 增材制造; 选区激光熔化; 金属基合金材料

中图分类号 TN204

文献标识码 A

doi: 10.3788/LOP56.100003

Research Progress on Preparation of Metallic Materials by Selective Laser Melting

Zhang Jialian**, Li Faliang*, Zhang Haijun

State Key Laboratory of Refractories and Metallurgy, Wuhan University of Science and Technology,
Wuhan, Hubei 430081, China

Abstract Selective laser melting (SLM) is regarded as one of the most important additive manufacturing technologies. Based on the principle of discrete stacking, a high-energy laser beam was used to melt metal powder. Subsequently, the dense three-dimensional bulk materials were formed directly via SLM. SLM has unique advantages in some aspects, such as production of complex parts, short processing time, and low cost, which has been widely used in the preparation of various alloy-based materials. This paper reviews the research status and the existing problems in producing aluminum-, titanium-, nickel-, and iron-based materials via SLM at home and abroad. The possible future research directions of SLM in the preparation of metallic materials are also prospected.

Key words laser technology; three-dimensional printing; additive manufacturing; selective laser melting; metal alloy composites

OCIS codes 140.3390; 350.3850; 160.3900

1 引言

3D打印技术是一项集机械、计算机、数控和材料于一体的、全新的数字化成型制造技术,包括直接3D打印(3DP)技术^[1]、熔融沉积成型(FDM)技术^[2]、光固化成型(SLA)技术^[3]、选区激光烧结(SLS)技术^[4]和选区激光熔化(SLM)技术等。与传统方法相比,3D打印技术具有以下优点:1)可快速成型结构复杂的零件;2)生产过程的自动化程度高;

3)制备过程周期短、成本低;4)材料适用性强;5)原料利用率高,产品后续加工量少。

SLM技术是由德国Fraunhofer激光研究所在1995年提出的^[5]。SLM基于分层制造、层层叠加的成型原理,根据计算机辅助设计(CAD)数据,用激光束逐层熔化选择区域,从而实现材料的三维自由成型^[6-8]。SLM技术成型(SLM ed)后的零件一般无需后续处理或者仅需简单的表面加工,并且零件的性能高,致密度近乎100%^[9-14]。相比其他3D

收稿日期: 2018-10-11; 修回日期: 2018-10-23; 录用日期: 2018-12-14

基金项目: 国家自然科学基金(51672194,51872210)、湖北省自然科学基金创新群体项目(2017CFA004)、江西省自然科学基金青年项目(20181BAB216006)、湖北省教育厅高等学校优秀中青年科技创新团队计划(T201602)

* E-mail: lfliang@wust.edu.cn; ** E-mail: 15272512465@163.com

打印方法,SLM技术具有以下优点:1)应用范围广。由于SLM的激光光斑直径小,能量集中,因此该方法可实现对各种难熔、难加工材料的成型。2)所制备的材料性能优良。在SLM过程中,粉末被激光熔化形成熔池,熔液的冷却速度可达 $10^6 \sim 10^7$ K/s^[15-16],因此在制备过程中易形成微晶结构,最终有利于提高材料的力学性能^[17-18]。3)制备过程无需模具,可直接制备形状复杂的构件。目前,SLM技术已经被广泛用于制备铝基^[19-21]、钛基^[22-24]、镍基^[25-27]、铁基^[28-30]等多种金属合金材料,所制备的材料被应用于汽车^[31]、模具^[32]、航空航天^[33]等领域。

本文总结了SLM技术制备铝基合金、钛基合金、镍基合金及铁基合金材料的研究进展,分析了其中存在的问题,并展望了SLM工艺制备金属基合金材料今后潜在的发展方向。

2 SLM技术制备铝基合金材料

铝合金具有导电性能好、比强度高、密度低等优点,在航空航天、建筑、汽车等领域的应用较为广泛。

为阐明SLM技术制备的Al-12Si材料的显微组织和力学性能之间的关系,Prashanth等^[34]在激光功率为320 W、扫描速度为1455 mm/s、填充间距为0.11 mm以及层厚为0.05 mm的条件下制备了Al-12Si合金材料。结果表明:在SLM工艺制备的Al-12Si样品中形成了非常细小的胞状结构,且残余游离硅(Si)分布于该结构的边缘。所制备材料的屈服强度和抗拉强度分别达260 MPa和380 MPa,分别是铸造方法所得材料的4倍和2倍。上述的原因主要是在SLM过程中,较快的冷却速度导致合金材料的晶粒细化从而引起细晶强化效果。

为研究SLM工艺参数对AlSi10Mg材料致密度的影响,邹亚桐等^[35]以平均粒径为 $26.53 \mu\text{m}$ 的AlSi10Mg粉末为原料,在激光功率为140~180 W、扫描速度为500~1400 mm/s及扫描间距为0.05~0.07 mm的条件下研究了激光能量密度对AlSi10Mg材料致密度的影响。结果表明:总体上试样的致密度随着激光能量密度的增加而增大,但是当激光能量密度高于 5.09 J/mm^2 以后,试样的致密度却随着激光能量密度的增加而降低。一般来说,激光能量密度的增加会使单位体积内粉末的熔化量增加,熔池的表面张力变小、黏度降低,熔体可有效地铺展,从而使材料的显微组织更加致密。但是,当激光能量密度过高时又会引发过热及球化现象,在材料中形成大量孔隙,进而降低材料的致密度。

为研究基板温度、成型方向和热处理工艺对SLM技术制备AlSi10Mg材料的显微组织、高周疲劳和断裂行为的影响,德国Fraunhofer激光技术研究所的Buchbinder和德国欧洲宇航防务集团的Brandl等^[36]首先采用SLM技术在激光功率为250 W、光斑直径为0.2 mm、层厚为 $50 \mu\text{m}$ 、扫描速度为500 mm/s和扫描间距为0.15 mm的条件下制备了91个不同的样品,并研究其力学性能。结果表明:热处理工艺可以显著改变所制备AlSi10Mg材料的显微组织,进而影响其抗疲劳性能。经过热处理后的AlSi10Mg材料的抗疲劳性能明显高于未经热处理材料的性能。其原因在于未经热处理的AlSi10Mg材料中存在着胞状树枝晶 $\alpha\text{-Al}$ 和枝间晶Si颗粒,其中粗大的枝状晶使材料结构不均匀。对在温度为 $300 \text{ }^\circ\text{C}$ 的基板上制备的AlSi10Mg材料进行固溶处理加完全人工时效(T6)处理后,AlSi10Mg材料中的Si颗粒变为球形且材料的显微组织变得均匀。此时,AlSi10Mg材料表现出优异的抗疲劳性能,同时可以抵消成型方向($0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$)的差异对疲劳寿命的影响。

为研究SLM制备的AlSi10Mg材料在沉积态和热处理态条件下的显微组织和静态拉伸性能,张文奇等^[37]在激光功率为200 W、扫描速度为50~600 mm/s、填充间距为0.07~0.13 mm、相位角为 90° 及层厚为 $20 \sim 40 \mu\text{m}$ 的条件下制备了一系列AlSi10Mg试样,并测试了其机械性能。结果表明:试样的显微组织及机械性能随着退火温度的改变而发生变化,如图1所示,其中UTS为抗张强度, σ 为抗屈强度, δ 为延伸率。 $300 \text{ }^\circ\text{C}$ 的条件下退火,保温2 h后($300 \text{ }^\circ\text{C}/2 \text{ h}$ 后,下同),AlSi10Mg试样的抗拉强度由507~518 MPa降至378~406 MPa,延伸率则由3.0%~3.5%增加至6.5%~9.5%。其原因包

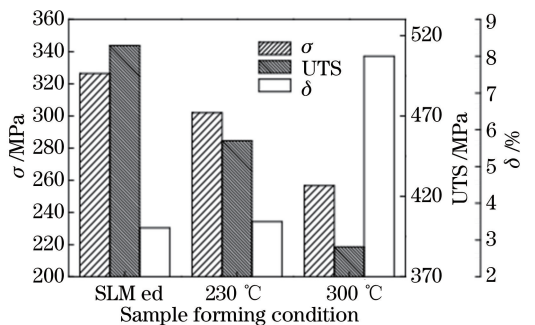


图1 沉积态及热处理态AlSi10Mg试样的常温力学性能^[37]

Fig. 1 Mechanical properties of as-deposited and heat-treated AlSi10Mg specimens at room temperature^[37]

括:一方面热处理使铝(Al)基体中过饱和的 Si 元素析出,降低了固溶强化的效果;另一方面在热处理过程中材料的晶粒尺寸变大,导致细晶强化效应减弱,从而使材料的力学性能降低。

虽然采用 SLM 工艺制备铝合金材料已取得了一定的进展,但是在制备过程中依然存在诸多问题,其难点主要体现在:1)铝合金粉体密度小,流动性较差,很难在成型基板上均匀铺展,致使所制备材料的内部及表面易出现严重的球化现象,并产生明显的裂纹及孔洞等缺陷。2)Al 粉体对激光的吸收率极低,使其难以熔化,熔池的温度较低,熔体的黏度较大,导致最终凝固后所得材料易产生孔隙等缺陷。

3 SLM 技术制备钛基材料

钛(Ti)及钛合金具有密度低、比强度高、高温力学性能好、耐腐蚀性强等优点,被广泛应用于汽车、航空航天等领域。然而钛合金存在热导率低、弹性形变大等缺点,传统工艺如铸造、锻造、焊接等无法制备内部异常复杂的异形结构的材料^[38]。SLM 技术借助 CAD 技术,依靠激光可选择性地融化固体粉末且分层固化叠加的特点,可实现钛合金材料的整体化设计及制备。

Gu 等^[39]研究了激光扫描速度对 SLM 制备纯 Ti 试样的显微结构和力学性能的影响。结果表明:

随着扫描速度的增加,所得试样的致密度、纳米硬度及摩擦性能均呈现先增加后降低的趋势。如图 2(a)所示,当激光扫描速度为 100 mm/s 时,所制备的纯 Ti 试样的气孔率约为 3.3%,同时样品内部存在平均尺寸约为 400 μm 的微裂纹。当激光扫描速度增大至 200 mm/s 时,所制备的纯 Ti 试样结构致密,在试样内部观察不到气孔或裂纹,但是可以观察到清晰的凝固后的熔池形态,如图 2(b)所示。继续提高扫描速度至 300 mm/s,所制备样品结构仍然致密,但是熔池结构沿着激光扫描方向被拉长,如图 2(c)所示,样品的致密度可达 99.5%。当扫描速度进一步提高到 400 mm/s 时,在制备的纯 Ti 试样中可以观察到平均尺寸约为 30 μm 的不规则形状的微孔,样品的气孔率增加至 5.7%,如图 2(d)所示。SLM 技术制备的纯 Ti 试样的纳米硬度和摩擦性能由其微观结构决定。当扫描速度为 100 mm/s 时,其纳米硬度最低,为 2.32 GPa,摩擦性能最差,摩擦系数和磨损率分别为 1.41 和 $1.19 \times 10^{-3} \text{ mm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$ 。当扫描速度为 300 mm/s 时,所制备的纯 Ti 试样纳米硬度最高,为 3.89 GPa,摩擦性能最好,摩擦系数和磨损率分别为 0.98 和 $8.43 \times 10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$ 。Gu 等认为纯 Ti 试样内部的微裂纹主要是因为热应力的存在,而微孔则主要来源于扫描速度较高时样品内部出现的球化现象。

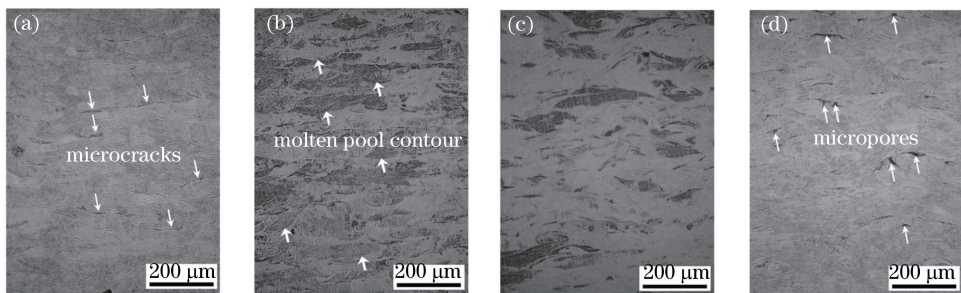


图 2 不同扫描速度下 SLM 制备 Ti 构件横截面的光学显微镜照片^[39]。

(a) 100 mm/s; (b) 200 mm/s; (c) 300 mm/s; (d) 400 mm/s

Fig. 2 Optical microscopy images at cross sections of SLM-processed Ti parts under different scanning speeds^[39].

(a) 100 mm/s; (b) 200 mm/s; (c) 300 mm/s; (d) 400 mm/s

为明确 SLM 技术对 Ti-6Al-4V 合金材料微观组织的影响规律, Xu 等^[40]以平均粒径为 25 ~ 45 μm 的 Ti-6Al-4V 合金粉体为原料,控制层厚分别为 30, 60, 90 μm , 在扫描间距分别为 0.12 mm 和 0.18 mm 的条件下制备了 Ti-6Al-4V 合金试样,并研究了粉末层厚度和激光能量密度对 Ti-6Al-4V 试样微观组织和相成分的影响。结果表明:当粉末层厚度为 60 μm 、激光能量密度为 50.62 J/mm³ 时,制

备的样品为具有超细片状微观结构的 ($\alpha + \beta$) 两相 Ti-6Al-4V 合金。在粉末层厚度为 90 μm 的条件下,当激光能量密度降低至 33.74 J/mm³ 时,所制备的样品中开始出现针状马氏体 α' 相。固定激光能量密度为 50.62 J/mm³, 在层厚为 30 μm 的条件下所得样品组织全部为针状马氏体; 在层厚为 60 μm 的条件下所得样品组织中的针状马氏体分解为超细片状结构; 在层厚为 90 μm 的条件下所制备的 ($\alpha + \beta$) 两相

Ti-6Al-4V 合金只含少量 β 相。Xu 等^[40]认为 SLM 过程中的冷却速度和温度梯度的不同导致所得试样呈现不同的微观形貌,缩短激光作用时间、增大层厚及试样尺寸可以促进马氏体相的分解。

为进一步研究热处理工艺对 SLM 成型 Ti-6Al-4V 合金显微组织的影响,Vilaro 等^[41]以平均粒径为 $35\ \mu\text{m}$ 的 Ti-6Al-4V 粉体为原料,在激光功率为 160 W、扫描速度为 600 mm/s、光斑直径为 $220\ \mu\text{m}$ 、粉末层厚为 0.04 mm、扫描间距为 0.02 mm 及钛基板预热温度为 $500\ ^\circ\text{C}$ 的条件下制备 Ti-6Al-4V 合金试样。在此基础上,Vilaro 等研究了在不同条件退火处理后试样的显微结构。结果表明:SLM 成型试样的组织主要为针状马氏体 α' 相。经过 $730\ ^\circ\text{C}/2\ \text{h}$ 退火处理后,Ti-6Al-4V 合金试样中的部分针状马氏体 α' 相分解为更稳定的 $(\alpha+\beta)$ 相;经过 $1050\ ^\circ\text{C}/1\ \text{h}$ 固溶处理并水冷却后,Ti-6Al-4V 合金试样中的长柱状晶粒被剪切成尺寸约为 $1\ \mu\text{m}$ 的等轴状晶粒。

为研究 SLM 技术制备 Ti-6Al-4V 试样的残余应力和机械性能随粉床预热温度的变化规律,Ali 等^[42]以平均粒径为 $15\sim 45\ \mu\text{m}$ 的 Ti-6Al-4V 粉体为原料,调节激光功率为 $100\sim 200\ \text{W}$ 、粉末层厚为 0.05 mm 及扫描间距为 0.08 mm,在粉床分别被预热至 $100,370,470,570,670,770\ ^\circ\text{C}$,制备了 Ti-6Al-4V 试样,并测试了其残余应力和机械性能。结果表明:1)随着粉床预热温度的升高,SLM 制备的 Ti-6Al-4V 试样的残余应力逐渐降低。其原因是升高粉床的预热温度有助于降低熔池与周围材料之间的温度梯度,减少残余应力的积累。2)Ti-6Al-4V 试样的屈服强度随着粉床预热温度的升高呈现先增大后减小的趋势。当粉床预热温度由 $100\ ^\circ\text{C}$ 升高至 $370\ ^\circ\text{C}$ 时,所得试样的屈服强度提高约 3.2%。继续升高粉床预热温度至 $670\ ^\circ\text{C}$,试样的屈服强度基本保持不变。进一步升高粉床预热温度至 $770\ ^\circ\text{C}$ 时,试样的屈服强度急剧减小。上述现象的原因是当粉床预热温度低于 $670\ ^\circ\text{C}$ 时,升高粉床预热温度可以在 Ti-6Al-4V 试样内生成纳米级的 β 相颗粒,发挥细晶强化效应的作用;当粉床预热温度达 $770\ ^\circ\text{C}$ 时,Ti-6Al-4V 试样内球形 α 相晶粒增多并聚集在 β 相晶粒的晶界处,从而导致 Ti-6Al-4V 拉伸试样的屈服强度降低。

近年来,虽然钛及钛合金的 SLM 制备技术日臻完善,但仍存在以下问题:1)钛合金 SLM 制备工艺条件与显微组织及机械性能之间关系的研究还不

够深入。明确 SLM 技术条件对钛合金试样显微组织及机械性能的影响有助于制备微观结构可控、机械性能稳定的钛合金试样,故需要进一步探索 SLM 方法制备钛合金的工艺条件对试样的显微结构和机械性能的影响。2)改进现有钛合金的 SLM 制备工艺。为获得结构完好、性能优良的钛合金材料,在 SLM 过程中需要对粉床进行预热,额外增加的预热过程不但延长了生产时间,而且消耗了很多能源。因此,需要改进现有钛合金的 SLM 制备工艺,确立更简单、高效、节能的钛合金 SLM 制备方法。

4 SLM 技术制备镍基合金材料

镍基高温合金具有优异的高温抗氧化性能、抗腐蚀性能以及较高的抗拉强度和蠕变强度,能够在 $600\ ^\circ\text{C}$ 以上的条件下长时间稳定工作,在航空航天领域被广泛应用。目前采用 SLM 技术成功制备出来的镍基合金材料有 K4202、Ni263、Inconel718 等。

左蔚等^[43]研究了 SLM 工艺对 K4202 镍基高温合金的室温拉伸性能的影响规律。左蔚等以平均粒径为 $40\ \mu\text{m}$ 的 K4202 高温镍合金粉体为原料,以 304 不锈钢材料为基板,在激光功率为 200 W、扫描速度为 900 mm/s、粉末层厚为 0.03 mm、扫描间距为 0.12 mm 及相位角为 90° 的条件下,采用 SLM 方法制备了 K4202 镍基高温合金,并测试了其在室温下的拉伸性能。结果表明:SLM 制备的 K4202 合金的拉伸性能表现为各向异性,这与其柱状晶组织的外延生长有关。所制备的沉积态 K4202 合金在室温下的拉伸性能与 GH4202 锻件相当,其强化机理主要是细晶强化、应变强化和固溶强化。

为了明确 SLM 技术制备的 Ni263 合金的微观结构和机械性能随不同热处理条件的变化规律,Vilaro 等^[44]以粒径为 $15\sim 45\ \mu\text{m}$ 的 Ni263 粉体为原料,在激光功率为 200 W、扫描速度为 100 mm/s、粉末层厚为 0.03 mm 及预热温度为 $250\ ^\circ\text{C}$ 的条件下,采用 SLM 技术制备了 Ni263 高温合金。Vilaro 等在制备过程中对 Ni263 进行了不同条件的热处理,并研究其在不同热处理条件下的微观结构和机械性能。结果表明:1)未经热处理时,相比于常规 Ni263 合金,SLM 技术制备的 Ni263 高温合金具有更好的力学性能。其原因是在 SLM 过程中,Ni263 高温合金的微观组织快速凝固,晶粒细小,细晶强化发挥了主要作用。2)经 $1150\ ^\circ\text{C}/30\ \text{min}$ (水淬)+ $800\ ^\circ\text{C}/8\ \text{h}$ (空冷)热处理后,SLM 技术制备的 Ni263 高温合金内部有体积分数为 $10\%\sim 12\%$ 、直

径约为 30 nm 的 γ' -Ni₃(Al, Ti)析出相生成。得益于 γ' -Ni₃(Al, Ti)相的沉淀强化作用, SLM 工艺制备的 Ni263 高温合金的抗拉强度、屈服强度和弹性模量均优于常规方法制备的 Ni263 合金。

Choi 等^[45]以粒径为 10~45 μm 的 Inconel718 合金粉体为原料,在激光功率为 90 W、扫描速度为 100~1600 mm/s、粉末层厚为 25 μm 及扫描间距为 80 μm 的条件下采用 SLM 技术制备了 Inconel718 合金,并研究了其力学性能及显微结构之间的关系。结果表明:1)在扫描速度为 800 mm/s 的条件下,样品的致密度和最大硬度分别可达 99% 和 320 HV_{0.5}。2)所制备的 Inconel718 合金材料主要是由柱状晶粒和等轴晶粒组成。熔池中间的组织是直径为 10~30 μm 的柱状晶粒,这是由 SLM 过程中产生的高固化速度和较大的温度梯度所致。熔池边界则存在晶粒取向不同、平均尺寸为 10 μm 的等轴晶粒。产生该现象的原因一方面是 SLM 过程中复杂的热流方向导致晶粒生长方向不断变化,另一方面是熔池边界聚集了大量的杂质,导致一些小晶粒沿着熔池边沿生长。

为了解 Inconel718 合金材料的致密化行为、显微组织特征、硬度及摩擦磨损性能与 SLM 工艺参数之间的关系,张颖等^[46]以平均尺寸为 30 μm 的球形 Inconel718 合金粉体为原料,在激光功率为 110~130 W、扫描速度为 400~600 mm/s 的条件下采用 SLM 技术制备了 Inconel718 合金材料。结果表明:1)激光能量密度可显著影响所得 Inconel718 合金试样的表面形貌。当激光能量密

度 η 为 180 J/m 时,所得试样的表面存在大量尺寸较大的球形颗粒和孔洞,如图 3(a)所示;当激光能量密度增加至 275 J/m 时,试样表面的孔洞尺寸及数量急剧降低,试样致密度有所增大,如图 3(b)所示;当激光能量密度增加至 300 J/m,试样表面球形颗粒的尺寸及数量均继续减小,试样表面变得平滑,如图 3(c)所示;当进一步增加激光能量密度至 330 J/m 时,试样表面基本观察不到球状颗粒,试样表面平滑且致密,如图 3(d)所示。出现上述现象的原因是当激光能量密度较低(即激光扫描速度较快)时,熔池内液体因黏度较高而无法流动扩展,最终在试样内形成孔洞。同时,在这种情况下熔道断裂会引起球化现象。2)所制备的 Inconel718 合金试样内部柱状枝晶 γ 相随着激光能量密度的增加沿外延明显生长,并在较大程度上聚集生长。出现上述现象的原因是当激光能量密度增加(即激光扫描速度较慢)时,熔池冷却时间相对延长,促进了晶粒的形核和生长。3)所制备的 Inconel718 合金试样的显微硬度随着激光能量密度的增大而增加。随着激光能量密度由 180 J/m 增大至 330 J/m,试样的平均显微硬度值由 329.8 HV_{0.2} 增加到 397.8 HV_{0.2}。样品显微硬度的增加来源于致密度、晶粒细化、沉积相和固溶强化的共同作用。4)所制备的 Inconel718 合金试样的摩擦磨损性能随着激光能量密度增加而增大。这是因为在较高的激光能量密度下试样的致密度和显微硬度得到提高,同时试样内部均匀分布的细小晶粒含量增多。

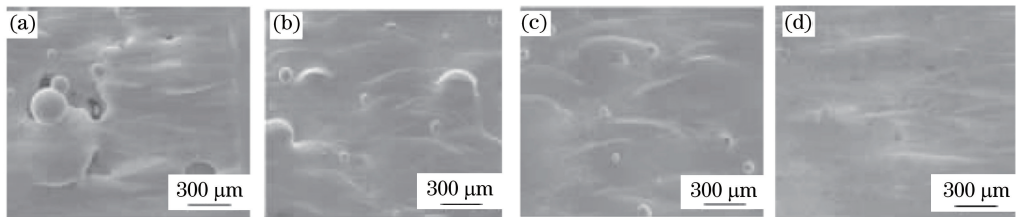


图 3 不同线能量密度下 SLM 成型 Inconel718 试样的表面 SEM 照片^[46]。

(a) $\eta=180$ J/m; (b) $\eta=275$ J/m; (c) $\eta=300$ J/m; (d) $\eta=330$ J/m

Fig. 3 SEM images on surfaces of Inconel718 specimen formed by SLM under different line energy densities^[46].

(a) $\eta=180$ J/m; (b) $\eta=275$ J/m; (c) $\eta=300$ J/m; (d) $\eta=330$ J/m

目前,SLM 制备镍基高温合金还存在以下问题:1)镍基合金自身特性在一定程度上限制了该材料最终性能,可通过在镍基合金中添加不同性能的物质(如碳化物)来提高其力学性能和抗氧化性能等;2)镍基合金材料中孔隙和裂纹的形成原因有待进一步深入研究。目前采用 SLM 技术很难制备结构致密、无

裂纹缺陷的镍基合金,制约了 SLM 成型镍基合金的应用。明确孔隙和裂纹形成的原因有助于制备结构更加完整、性能更加优良的镍基合金材料。

5 SLM 技术制备铁基合金材料

铁基合金具有较好的耐磨损、耐高温、抗氧化及

抗热冲击性能,主要用于农业、化工、冶金、矿业等领域。目前用 SLM 技术制备的铁基合金材料主要有 316L 不锈钢和 H13 不锈钢等。

为了解 316L 多孔不锈钢的力学性能与激光扫描间距之间的关系,李洋等^[47]以纯度为 99.5%、平均粒径为 70 μm 的球形 316L 不锈钢粉体为原料,采用 SLM 技术在不同扫描间距的条件下制备了 316L 多孔不锈钢。李洋等对所制备的 316L 多孔不锈钢的显微结构及力学性能进行分析,得出如下结论:1) SLM 制备的 316L 不锈钢组织主要为平均晶粒尺寸为 850 nm 的等轴晶,同时含有少量宽度为 800 nm 的枝晶晶粒;2) 随着激光扫描间距由 0.6 mm 增大至 0.8 mm,所得多孔 316L 不锈钢材料的弹性模量由 10.8 GPa 降至 6.0 GPa,抗压强度由 3370 MPa 降至 2410 MPa。上述现象的原因主要为:相邻两光斑之间的搭接率随着扫描间距的增大而减小,相邻两个光斑之间重叠区域的激光能量密度又随着搭接率的减小而降低。当激光能量低至不足以使重叠区域的不锈钢粉末完全融化时,搭接区域不能充分熔合,进而导致成型的有效面积减小,最终造成所得试样的弹性模量和抗压强度降低。

孙婷婷等^[48]研究了 316L 不锈钢的致密度与 SLM 技术参数之间的关系。以粒度小于 22 μm 的球形 316L 不锈钢粉为原料,采用 SLM 技术分别以逐层扫描和层间互错扫描的方式制备了 316L 不锈钢试样,然后研究了扫描方式、扫描间距、扫描速率和扫描功率对所得 316L 不锈钢致密度的影响。结果表明:1) 在合适工艺范围内,采用层间互错扫描方式制备的 316L 不锈钢试样的致密度可达 96% 以上,明显高于采用逐层扫描方式制备试样的致密度(88%),究其原因是采用层间互错扫描方式可以有效避免熔体汇聚和球化现象的产生。2) 所制备的 316L 不锈钢试样的致密度随着扫描间距的增大而逐渐降低。随着扫描间距由 0.06 mm 增加至 0.25 mm,所得试样的致密度相应地由 97.3% 降低至 88.9%。扫描间距越小,温度场重叠区域越大,单位面积粉末吸收的激光能量越多,熔化就越充分。因此,在越小的扫描间距下制备的试样的致密度越高。3) 随着激光扫描速度的增大,所得 316L 不锈钢试样的致密度呈现先增大后减小的趋势。随着激光扫描速度由 200 mm/s 增大至 250 mm/s,试样的致密度由约 96.50% 逐渐增大至 98.06%。继续增大激光扫描速度至 400 mm/s 时,试样的致密度反而由 98.06% 降低至 96.29%。出现这种变化的原因是

当扫描速度过低时,单位面积粉体吸收的能量过多,造成熔体汇聚,试样的致密度逐渐下降。但是当扫描速度过大时,单位面积粉体吸收的瞬时激光能量减小,粉体熔化程度下降,同时在同层熔道之间更容易产生空隙和孔洞,进而降低了试样的致密度。

为研究 SLM 制备的 316L 不锈钢试样的拉伸强度,尹燕等^[49]在激光功率为 250 W、扫描速度为 1800 mm/s、扫描间距为 0.05 mm 及层厚为 0.03 mm 的条件下,采用 SLM 技术制备了 316L 不锈钢试样,并分析了所得试样的组织特征和拉伸力学性能。结果表明:SLM 制备的 316L 不锈钢试样的屈服强度和最高抗拉强度均优于普通 316L 不锈钢。出现上述现象的原因可能是:1) 在 SLM 制备过程材料的冷却速度快,在试样内部容易形成致密分布的细晶组织,细晶强化作用显著;2) 与常规铸、轧态材料相比,SLM 制备的材料内部除了晶界外,在两个结合层之间还有熔合线。此外,界面处的内应力也有助于提高材料拉伸强度。

为对比 SLM 制备的层状 316L 不锈钢与传统 316L 不锈钢的强度和延展性,Wang 等^[28]以平均粒径为 30 μm 的 316L 不锈钢粉体为原料,在激光功率为 150~350 W 及扫描速度为 700~1700 mm/s 的条件下制备了层状 316L 不锈钢,并在此基础上研究了其强度和延展性。结果表明:SLM 制备的 316L 不锈钢的屈服强度和拉伸延展性均优于传统的 316L 不锈钢。Wang 等认为 SLM 制备的 316L 不锈钢的高强度来源于 SLM 制备材料内部的蜂窝结构、低角度晶界和位错的共同作用,而试样的高均匀伸长率则与加工硬化机制(受不均匀层状异质结构控制)相关。

为了优化 SLM 技术制备 H13 合金的工艺参数,陈帅等^[50]以粒径为 15~45 μm 的球状 H13 模具钢粉为原料,采用 SLM 技术制备了 H13 合金,并研究了不同 SLM 技术参数对其性能的影响。结果如表 1 所示,随激光能量密度的增加,所得 H13 合金试样的表面硬度整体上表现为先升高后降低的趋势。其原因是当激光能量密度过低时,钢粉体不能被充分熔化,熔体流动性较差,导致所制备的材料内部组织疏松,含有大量未被填充的空隙,硬度较低。相反地,较高的激光能量密度可使钢粉体充分熔化,熔体流动性变好,所制备材料内部的组织更加均匀致密,硬度较高。但是,当激光能量密度过高时,钢粉体吸收的能量过多会引起过烧,从而影响试样的成型质量。SLM 技术制备 H13 合金试样的

最佳参数为激光功率为 180 W、扫描速度为 450 mm/s、线能量密度为 0.4 J/mm。此时,所制备的试样的表面硬度最大,为 57 HRC。

表 1 不同工艺参数下 SLM 制备的 H13 试样的表面硬度^[50]

Table 1 Surface hardness of H13 specimens formed by SLM under different process parameters^[50]

Sample	Scanning speed / (mm·s ⁻¹)	Laser power / W	Line energy density / (J·mm ⁻¹)	Surface hardness / HRC
1 [#]	400	160	0.40	52.5
2 [#]	450	160	0.36	51.3
3 [#]	500	160	0.32	43.0
4 [#]	550	160	0.29	40.2
5 [#]	400	170	0.43	53.2
6 [#]	450	170	0.38	55.0
7 [#]	500	170	0.34	45.1
8 [#]	550	170	0.31	44.0
9 [#]	400	180	0.45	56.0
10 [#]	450	180	0.40	57.0
11 [#]	500	180	0.36	46.1
12 [#]	550	180	0.33	45.0
13 [#]	400	190	0.48	54.7
14 [#]	450	190	0.42	56.2
15 [#]	500	190	0.38	46.5
16 [#]	550	190	0.35	45.7

近年来,虽然采用 SLM 工艺制备铁基合金的工作已经取得了较大进展,但是在实际制备过程中仍存在难以有效克服的问题:SLM 制备过程为快速升温 and 快速冷却的过程,铁基合金材料在该过程中易产生较大的温度梯度,残余应力大,从而导致试样出现开裂、变形等缺陷。

6 结束语

随着现代工业对复杂结构零部件的要求越来越高,无需模具的增材制造技术可制备成型结构复杂且性能优良的零件,已成为目前研究的热点之一。

SLM 技术是增材制造方法的一个重要分支,具有以下独特的优点:1)材料来源广泛。目前可用于 SLM 的材料有金属粉体、陶瓷粉体、高分子粉体及各种复合粉体;2)适合制备复杂结构的零部件;3)制备零件的精度高且致密度高,具有接近 100% 的相对密度;4)效率高、成本低,且生产过程自动化程度高。但是,SLM 技术制备金属材料仍然存在一些问题:1)SLM 成型过程具有快速升温 and 快速冷却的特点,材料在成型过程中极易产生内应力,进而产生裂纹等缺陷;2)所制备零件的尺寸受限于设备成型腔,

当前最大的成型腔体积约为 350 mm×350 mm×350 mm。

鉴于此,今后对 SLM 制备金属基材料的研究可集中在以下几个方面:1)建立 SLM 过程技术参数与材料性能之间的关系模型。SLM 过程的技术参数可直接影响成型过程中的温度场和应力场的分布,进而影响熔体黏度及熔池形态,并直接影响材料的最终性能,所以有必要探索技术参数与所制备材料性能的内在联系。2)对后处理工艺进行优化。SLM 成型件的表面质量、致密度及力学性能较差,需要通过一系列后处理(如浸渗、高温煅烧等)对材料的性能进行改善。然而,后续处理过程工艺复杂,不但增加了材料生产的成本,而且延长了生产时间。因此优化后续处理工艺,探索高效且可行的无需后续处理的新型 SLM 技术是很有必要的。3)开发大尺度合金零件 SLM 制备技术,突破 3D 打印设备对样品尺寸的限制,实现大尺度精密复杂合金零件的高精度一体化成型。

参 考 文 献

- [1] Utela B, Storti D, Anderson R, *et al.* A review of process development steps for new material systems in three dimensional printing (3DP) [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2008, 10(2): 96-104.
- [2] Mohamed O A, Masood S H, Bhowmik J L. Optimization of fused deposition modeling process parameters: a review of current research and future prospects [J]. *Advances in Manufacturing*, 2015, 3 (1): 42-53.
- [3] Shao Z K, Jiang Y L. Key technologies of SLA 3D printing [J]. *Mechanical & Electrical Engineering Magazine*, 2015, 32(2): 180-184.
邵中魁, 姜耀林. 光固化 3D 打印关键技术研究 [J]. *机电工程*, 2015, 32(2): 180-184.
- [4] Zhou R Y, Shuai M B, Jiang C. Research progress in additive manufacturing technology of ceramic material [J]. *Materials Review*, 2016, 30(1): 67-72.
周汝垚, 帅茂兵, 蒋驰. 陶瓷材料增材制造技术研究进展 [J]. *材料导报*, 2016, 30(1): 67-72.
- [5] Yin H, Bai P K, Liu B, *et al.* Present situation and development trend of selective laser melting technology for metal powder [J]. *Hot Working Technology*, 2010, 39(1): 140-144.
尹华, 白培康, 刘斌, 等. 金属粉末选区激光熔化技术的研究现状及其发展趋势 [J]. *热加工工艺*, 2010, 39(1): 140-144.

- [6] Wei Q S, Wang L, Zhang S, *et al.* Study on the effects of powder properties on the performance of stainless steel parts produced by selective laser melting[J]. *Electromachining & Mould*, 2011(4): 52-56.
魏青松, 王黎, 张升, 等. 粉末特性对选择性激光熔化成形不锈钢零件性能的影响研究[J]. *电加工与模具*, 2011(4): 52-56.
- [7] Wang L, Wei Q S, He W T, *et al.* Influence of powder characteristic and process parameters on SLM formability[J]. *Journal of Huazhong University of Science and Technology (Natural Science Edition)*, 2012, 40(6): 20-23.
王黎, 魏青松, 贺文婷, 等. 粉末特性与工艺参数对SLM成形的影响[J]. *华中科技大学学报(自然科学版)*, 2012, 40(6): 20-23.
- [8] Yap C Y, Chua C K, Dong Z L, *et al.* Review of selective laser melting: Materials and applications [J]. *Applied Physics Reviews*, 2015, 2(4): 0411101.
- [9] Calignano F. Design optimization of supports for overhanging structures in aluminum and titanium alloys by selective laser melting [J]. *Materials & Design*, 2014, 64: 203-213.
- [10] Kanagarajah P, Brenne F, Niendorf T, *et al.* Inconel 939 processed by selective laser melting: Effect of microstructure and temperature on the mechanical properties under static and cyclic loading [J]. *Materials Science & Engineering A: Structural Materials Properties Microstructure & Processing*, 2013, 588(5): 188-195.
- [11] Yadroitsev I, Smurov I. Selective laser melting technology: From the single laser melted track stability to 3D parts of complex shape[J]. *Physics Procedia*, 2010, 5: 551-560.
- [12] Hu Z H, Zhu H H, Zhang H, *et al.* Experimental investigation on selective laser melting of 17-4PH stainless steel [J]. *Optics & Laser Technology*, 2017, 87: 17-25.
- [13] Wei K W, Wang Z M, Zeng X Y. Influence of element vaporization on formability, composition, microstructure, and mechanical performance of the selective laser melted Mg-Zn-Zr components [J]. *Materials Letters*, 2015, 156: 187-190.
- [14] Dai D H, Gu D D. Tailoring surface quality through mass and momentum transfer modeling using a volume of fluid method in selective laser melting of TiC/AlSi10Mg powder [J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2015, 88: 95-107.
- [15] Gu D, Meiners W, Wissenbach K, *et al.* Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms [J]. *International Materials Reviews*, 2012, 57(3): 133-164.
- [16] Dai D H, Gu D D. Thermal behavior and densification mechanism during selective laser melting of copper matrix composites: simulation and experiments[J]. *Materials & Design*, 2014, 55: 482-491.
- [17] Lavernia E J, Srivatsan T S. The rapid solidification processing of materials: science, principles, technology, advances, and applications [J]. *Journal of Materials Science*, 2010, 45(2): 287-325.
- [18] Bartkowiak K, Ullrich S, Frick T, *et al.* New developments of laser processing aluminium alloys via additive manufacturing technique [J]. *Physics Procedia*, 2011, 12: 393-401.
- [19] Martin J H, Yahata B D, Hundley J M, *et al.* 3D printing of high-strength aluminium alloys [J]. *Nature*, 2017, 549(7672): 365-369.
- [20] Zhu H H, Liao H L. Research status of selective laser melting of high strength aluminum alloy [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2018, 55(1): 011402.
朱海红, 廖海龙. 高强铝合金的激光选区熔化成形研究现状[J]. *激光与光电子学进展*, 2018, 55(1): 011402.
- [21] Aboulkhair N T, Tuck C, Ashcroft I, *et al.* On the precipitation hardening of selective laser melted AlSi10Mg [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46(8): 3337-3341.
- [22] Sing S L, Yeong W Y, Wiria F E. Selective laser melting of titanium alloy with 50wt% tantalum: Microstructure and mechanical properties[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 660: 461-470.
- [23] Krakhmalev P, Yadroitsev I. Microstructure and properties of intermetallic composite coatings fabricated by selective laser melting of Ti-SiC powder mixtures[J]. *Intermetallics*, 2014, 46: 147-155.
- [24] Facchini L, Magalini E, Robotti P, *et al.* Ductility of a Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting of prealloyed powders[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2010, 16(6): 450-459.
- [25] Xiao Z N, Liu T T, Liao W H, *et al.* Microstructure and mechanical properties of TC4 titanium alloy formed by selective laser melting after heat treatment

- [J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(9): 0902001.
- 肖振楠, 刘婷婷, 廖文和, 等. 激光选区熔化成形 TC4 钛合金热处理后微观组织和力学性能[J]. 中国激光, 2017, 44(9): 0902001.
- [26] Pan A Q, Zhang H, Wang Z M. Molten pool microstructure of Ni-based single crystal superalloys fabricated by selective laser melting [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2017, 54(7): 071402.
- 潘爱琼, 张辉, 王泽敏. 选区激光熔化镍基单晶高温合金的熔池显微组织 [J]. 激光与光电子学进展, 2017, 54(7): 071402.
- [27] Sufiiarov V S, Popovich A A, Borisov E V, *et al.* Selective laser melting of heat-resistant Ni-based alloy [J]. Non-Ferrous Metals, 2015, 2015(1): 32-35.
- [28] Wang Y M, Voisin T, McKeown J T, *et al.* Additively manufactured hierarchical stainless steels with high strength and ductility [J]. Nature Materials, 2017, 17(1): 63-71.
- [29] Demir A G, Previtali B. Multi-material selective laser melting of Fe/Al-12Si components [J]. Manufacturing Letters, 2017, 11: 8-11.
- [30] Sun Z J, Tan X P, Tor S B, *et al.* Simultaneously enhanced strength and ductility for 3D-printed stainless steel 316L by selective laser melting [J]. NPG Asia Materials, 2018, 10(4): 127-136.
- [31] Sansoni G, Docchio F. Three-dimensional optical measurements and reverse engineering for automotive applications [J]. Robotics and Computer-Integrated Manufacturing, 2004, 20(5): 359-367.
- [32] Ghany K A, Moustafa S F. Comparison between the products of four RPM systems for metals [J]. Rapid Prototyping Journal, 2006, 12(2): 86-94.
- [33] Raja V, Zhang S J, Garside J, *et al.* Rapid and cost-effective manufacturing of high-integrity aerospace components [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2006, 27(7/8): 759-773.
- [34] Prashanth K G, Scudino S, Klauss H J, *et al.* Microstructure and mechanical properties of Al-12Si produced by selective laser melting: Effect of heat treatment [J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 590: 153-160.
- [35] Zou Y T, Wei Z Y, Du J, *et al.* Effect and optimization of processing parameters on relative density of AlSi10Mg alloy parts by selective laser melting [J]. Applied Laser, 2016, 36(6): 656-662.
- 邹亚桐, 魏正英, 杜军, 等. AlSi10Mg 激光选区熔化成形工艺参数对致密度的影响与优化 [J]. 应用激光, 2016, 36(6): 656-662.
- [36] Brandl E, Heckenberger U, Holzinger V, *et al.* Additive manufactured AlSi10Mg samples using selective laser melting (SLM): microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior [J]. Materials & Design, 2012, 34: 159-169.
- [37] Zhang W Q, Zhu H H, Hu Z H, *et al.* Study on the selective laser melting of AlSi10Mg [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2017, 53(8): 918-926.
- 张文奇, 朱海红, 胡志恒, 等. AlSi10Mg 的激光选区熔化成形研究 [J]. 金属学报, 2017, 53(8): 918-926.
- [38] Deng X H, Yang Z J. Current situation and prospect of titanium alloy additive manufacturing technology [J]. Development and Application of Materials, 2014, 29(5): 113-120.
- 邓贤辉, 杨治军. 钛合金增材制造技术研究现状及展望 [J]. 材料开发与应用, 2014, 29(5): 113-120.
- [39] Gu D D, Hagedorn Y C, Meiners W, *et al.* Densification behavior, microstructure evolution, and wear performance of selective laser melting processed commercially pure titanium [J]. Acta Materialia, 2012, 60(9): 3849-3860.
- [40] Xu W, Lui E W, Pateras A, *et al.* *In situ* tailoring microstructure in additively manufactured Ti-6Al-4V for superior mechanical performance [J]. Acta Materialia, 2017, 125: 390-400.
- [41] Vilaro T, Colin C, Bartout J D. As-fabricated and heat-treated microstructures of the Ti-6Al-4V alloy processed by selective laser melting [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2011, 42(10): 3190-3199.
- [42] Ali H, Ma L, Ghadbeigi H, *et al.* *In-situ* residual stress reduction, martensitic decomposition and mechanical properties enhancement through high temperature powder bed pre-heating of Selective Laser Melted Ti6Al4V [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 695: 211-220.
- [43] Zuo W, Zhang Q M, Lei Y, *et al.* Mechanical properties of selective laser melted and shaped K4202 nickel-based superalloy at room temperature [J]. Journal of Rocket Propulsion, 2017, 43(3): 53-58.
- 左蔚, 张权明, 雷玥, 等. K4202 镍基高温合金激光选区熔化成形室温拉伸性能研究 [J]. 火箭推进, 2017, 43(3): 53-58.
- [44] Vilaro T, Colin C, Bartout J D, *et al.* Microstructural and mechanical approaches of the

- selective laser melting process applied to a nickel-base superalloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 534: 446-451.
- [45] Choi J P, Shin G H, Yang S S, *et al.* Densification and microstructural investigation of Inconel 718 parts fabricated by selective laser melting [J]. *Powder Technology*, 2017, 310: 60-66.
- [46] Zhang Y, Gu D D, Shen L D, *et al.* Study on selective laser melting additive manufacturing process of INCONEL Ni-based superalloy [J]. *Electromachining & Mould*, 2014(4): 38-43.
张颖, 顾冬冬, 沈理达, 等. INCONEL 系镍基高温合金选区激光熔化增材制造工艺研究 [J]. *电加工与模具*, 2014(4): 38-43.
- [47] Li Y, Chen C J, Wang X N, *et al.* Study on the process and properties of biomedical 316L porous stainless steel prepared by selective laser melting technique [J]. *Applied Laser*, 2015, 35(3): 319-323.
李洋, 陈长军, 王晓南, 等. 选区激光熔化技术制备 316L 多孔不锈钢工艺及性能研究 [J]. *应用激光*, 2015, 35(3): 319-323.
- [48] Sun T T, Yang Y Q, Su X B, *et al.* Research of densification of 316L stainless steel powder in selective laser melting process [J]. *Laser Technology*, 2010, 34(4): 443-446.
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.
- [49] Yin Y, Liu P Y, Lu C, *et al.* Microstructure and tensile properties of selective laser melting forming 316L stainless steel [J]. *Electric Welding Machine*, 2017, 47(9): 69-74.
尹燕, 刘鹏宇, 路超, 等. 选区激光熔化成型 316L 不锈钢微观组织及拉伸性能分析 [J]. *电焊机*, 2017, 47(9): 69-74.
- [50] Chen S, Tao F H, Jia C Z, *et al.* Research on selective laser melting forming process and property of H13 die steel [J]. *Hot Working Technology*, 2017, 46(10): 162-165.
陈帅, 陶凤和, 贾长治, 等. H13 模具钢选区激光熔化成型工艺及其性能研究 [J]. *热加工工艺*, 2017, 46(10): 162-165.