

选区激光熔化制备块体 TiC/Ti 纳米复合材料的成形工艺及性能

孟广斌 顾冬冬 李 闯 沈以赴 李玉芳

(南京航空航天大学材料科学与技术学院, 江苏 南京 210016)

摘要 利用选区激光熔化(SLM)工艺成功制备了 TiC 增强 Ti 基纳米复合块体材料,其中 TiC 质量分数为 30%。研究了激光线能量密度 η (激光功率与扫描速率之比)对 SLM 成形试件的表面形貌、致密度、微观组织及力学性能的影响。结果表明,在 $\eta=400$ J/m 时,SLM 成形试件表面较为光滑,成形致密度达到 95.5%,平均显微硬度为 750 HV,增强体 TiC 以细小层片状纳米结构均匀分布于 Ti 基体中。摩擦磨损试验表明,激光成形复合材料的摩擦系数为 0.2,远低于 SLM 纯钛成形件(摩擦系数为 1.2)。在较高激光线能量密度下(800 J/m),因热裂纹产生和增强体 TiC 枝晶粗化,致使复合材料致密度、显微硬度及磨损性能下降。

关键词 激光技术;快速成形;选区激光熔化;纳米复合材料;显微硬度;磨损

中图分类号 TG14; TG665; TN249

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201138.0603024

Forming Process and Properties of TiC/Ti Bulk-Form Nanocomposites Prepared by Selective Laser Melting

Meng Guangbin Gu Dongdong Li Chuang Shen Yifu Li Yufang

(College of Materials Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing, Jiangsu 210016, China)

Abstract The TiC (mass fraction of 30%) reinforced Ti matrix bulk-form nanocomposites are successfully prepared by selective laser melting (SLM) process. The influence of the applied laser linear energy density η (the ratio of laser power to scan speed) on surface morphology, densification level, microstructure, and mechanical performance of SLM-processed parts is studied. It shows that when η is 400 J/m, the SLM-processed part has a relatively smooth surface. A high relative density of 95.5% and an average microhardness of 750 HV are obtained. The TiC reinforcing phase is dispersed uniformly in the Ti matrix, exhibiting an ultrafine lamellar nanostructure. The dry sliding wear tests reveal that the TiC/Ti nanocomposites possess a considerably low friction coefficient of 0.2, which is much lower than SLM-processed pure titanium parts of 1.2. The densification rate, microhardness, and wear performance decrease at a higher laser energy density of 800 J/m due to the formation of thermal cracks and the coarsening of TiC dendritic reinforcing phase.

Key words laser technique; rapid manufacturing; selective laser melting; nanocomposites; microhardness; wear

OCIS codes 140.3390; 140.3510; 160.42361

1 引 言

钛及钛合金具有密度低、比强度高、耐蚀性好及

生物相容性强等特点,在航空航天、汽车和医疗等领域中应用广泛^[1]。但是钛及钛合金普遍硬度较低

收稿日期: 2010-12-07; 收到修改稿日期: 2011-02-10

基金项目: 国家自然科学基金(51054001)、江苏省自然科学基金(BK2009374)、航空科学基金(2010ZE52053)和南京航空航天大学基本科研业务费专项科研项目(NS2010156)资助课题。

作者简介: 孟广斌(1986—),男,硕士研究生,主要从事金属基复合材料选区激光熔化成形方面的研究。

E-mail: mengguangbin@gmail.com

导师简介: 顾冬冬(1980—),男,博士,副教授,主要从事激光快速成形制造方面的研究。

E-mail: dongdonggu@nuaa.edu.cn(通信联系人)

(纯钛硬度为 150~200 HV, 钛合金一般不超过 350 HV), 耐磨性较差, 限制了其广泛应用^[2]。为克服上述缺点, 通过在钛基体中复合陶瓷增强体, 有望提高基体的硬度和耐磨性。TiC 具有硬度、弹性模量及抗拉强度高优点, 且其密度与钛相近 ($\rho_{Ti} = 4.51 \text{ g/cm}^3$, $\rho_{TiC} = 4.99 \text{ g/cm}^3$), 热膨胀系数差异较小 ($\alpha_{Ti} = 8.5 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$, $\alpha_{TiC} = 7.4 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$), 因此 TiC 是钛基复合材料较为理想的增强相^[3,4]。制备 TiC 陶瓷增强 Ti 基复合材料有望融合两者的优异性能, 以获得综合性能良好的新材料。

目前, 制备陶瓷增强钛基复合材料主要采用传统熔铸法、粉末冶金、机械合金化和自蔓延高温合成等, 但因传统工艺制备的复合材料中会出现增强体分布、尺寸及形状不易控制, 增强体与基体界面结合性差等缺点, 致使复合材料综合性能较差^[5,6]。选区激光熔化 (SLM) 是新近发展的快速成形 (RM) 技术, 能根据零件的计算机辅助设计 (CAD) 模型, 利用激光热源直接熔化处于松散状态的粉体材料成形任意形状的三维零部件; 而一般不需要或很少需要热处理强化或二次熔浸等辅助工艺手段^[7~13]。经材料及工艺优化, 一次成形致密度可高达 99.5%, 成形零件可直接满足实际工业使用要求^[14~21]。利用 SLM 工艺有望获取其他传统工艺难以制备的高致密度、形状复杂且组织独特的复合材料零件^[22,23]。

尽管如此, SLM 形成的动态激光熔池中涉及一系列复杂的化学冶金和物理冶金现象, 包含化学反应, 热量、质量及动量的多重传递等^[24,25], 这无疑会对复合材料增强相的分布、尺寸及形状的调控造成困难。另一方面, SLM 工艺采用激光作为唯一的热源而直接熔化粉末成形, 故成形质量取决于激光与粉末的作用机制, 并受控于一系列工艺参数, 如激光功率 P 、扫描速度 v 、扫描间距 d 、铺粉厚度 h 等。因此, 有必要深入研究工艺参数对复合材料 SLM

成形过程及质量的影响。由于 SLM 工艺实质是激光与物质直接相互作用, 通过激光的吸收、反射、折射等传递能量, 使粉末温度升高直至熔化, 因此 SLM 成形质量与激光能量输入有密切关系。SLM 基于激光逐行扫描成形, 粉体吸收能量大小主要取决于 P 和 v , 可采用激光能量密度 η ($\eta = P/v$) 来综合考虑 P 和 v 两者的影响^[26]。本文在不同 η 条件下, 对高能球磨制备的 TiC/Ti 纳米复合粉末进行 SLM 成形实验, 研究激光能量密度对激光成形复合材料致密化过程、显微组织及硬度、耐磨性的影响, 探讨其作用机制, 优化 SLM 成形工艺。

2 实验

2.1 实验材料

实验材料包括两种组分: 质量分数为 99.9% 的 Ti 粉, 平均粒度 $45 \mu\text{m}$; 质量分数为 99.8% 的 TiC 粉末, 平均粒度 $1.5 \mu\text{m}$ 。将 Ti, TiC 粉末按质量比 7:3 配制, 置于德国 Fritsch 公司 Pulverisette-6 单罐行星式高能球磨机中球磨, 转速 300 r/min, 球料比 10:1, 时间 10 h。球磨过程采用球磨 20 min, 空冷 10 min 的方式, 以避免罐内温度升高。经 10 h 高能球磨, 形成等轴状复合粉末颗粒, 平均粒径 $6 \mu\text{m}$ 。复合粉末内部 TiC 晶粒细化至 15 nm, 并均匀分布在 Ti 基体中, 形成典型的 TiC/Ti 纳米复合粉末; 粉末制备工艺及表征详见文献^[27]。

2.2 实验设备及方法

图 1(a) 为本研究所使用的 SLM 成形系统示意图, 主要包括高功率 YLR-200 光纤激光器、保护气氛装置、自动铺粉设备以及用于成形控制的计算机系统。SLM 过程中, 铺粉装置将一定厚度的粉末均匀铺放在成形缸基板上, 激光束根据零件 CAD 模型逐行扫描粉层的某一区域, 以形成零件的一个水

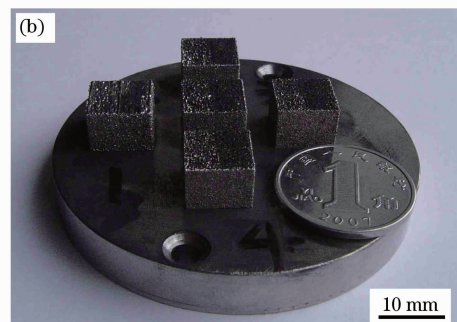
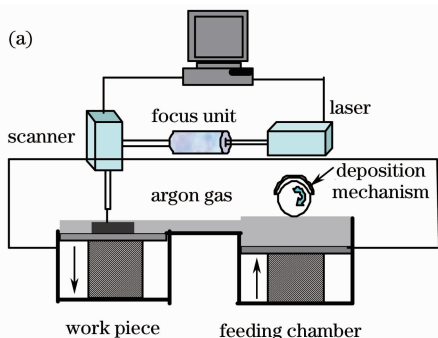


图 1 (a) SLM 工艺示意图, (b) 成形块体试样照片

Fig. 1 (a) Schematic of SLM apparatus, (b) photograph of SLM-processed bulk-form samples

平方向二维截面;随后成形缸活塞下降一定距离,供粉缸活塞上升相同距离,铺粉装置再次铺粉,激光束开始依照零件第二层 CAD 数据信息扫描粉末;如此叠加,直至尺寸为 $9\text{ mm}\times 9\text{ mm}\times 9\text{ mm}$ 的块体试样加工完毕,如图 1(b)所示。激光成形过程采用 Ar 气保护,Ar 气出气压力为 3 kPa ,成形系统内 O_2 体积分数低于 10^{-5} 。SLM 工艺参数如下:激光功率 80 W ,扫描速率 $0.1\sim 0.4\text{ m/s}$,扫描间距 $50\text{ }\mu\text{m}$,铺粉厚度 $50\text{ }\mu\text{m}$ 。

对激光成形试样进行线切割获得横截面试样,横截面垂直于激光扫描方向。依照规定程序对其打磨及抛光,以获得金相分析试样。采用腐蚀剂 HF (2 mL), HNO_3 (6 mL), H_2O (92 mL) 溶液对试样进行侵蚀,时间 25 s 。利用 QUANTA 200 型(加速电压 20 kV)扫描电镜(SEM)和 LEO 1550 型(加速电压为 5 kV)场发射扫描电镜(FE-SEM)对试样表面形貌及横截面显微组织进行观察。试样显微硬度利用 HVS-50 型数显维氏硬度计测定,载荷 0.196 N (20 g),保载时间 20 s 。摩擦磨损实验利用 HT-500 高温摩擦仪在室温下测定,载荷 3 N ,摩擦时间 15 min 。对磨材料为 GCr15 钢球,直径 3 mm ,平均硬度 HRC60,钢球转动速度 10 m/min ,转动半径 3 mm 。用于磨损试验的试样是经打磨抛光的横截面试样,取样方向垂直于激光扫描方向。利用 QUANTA 200 型 SEM 观察试样磨损痕迹。激光成形试样致密度利用 Archimedes 原理测算;在用 Archimedes 方法测量其体积时,所有试样外表面均经打磨及抛光,以降低激光成形试样表面形态差异所引起的测量误差。

3 结果与讨论

3.1 激光成形件表面形貌

图 2 为不同 η 下 ($P=80\text{ W}$, $v=0.4, 0.3, 0.2$,

0.1 m/s)成形件表面形貌。可见,成形件表面形貌随 η 的增加(通过降低扫描速度),发生显著的变化。当 η 为 200 J/m 时,即在较高的扫描速率下,成形试件表面球化现象非常严重,形成大量的球状颗粒,平均直径约为 $150\text{ }\mu\text{m}$,致使成形表面具有明显的大尺寸孔隙[图 2(a)];此即 SLM 特有的冶金缺陷——球化效应^[28]。究其原因,当扫描速率过大时,激光能量密度亦较低,粉末熔化生成的液相粘度较高,来不及有效铺展,且此时熔池具有较高的不稳定性,容易分裂出现球化现象。当 η 增加至 267 J/m 时,随着扫描速率的降低,成形试件表面球化现象得到了一定程度的抑制,仅出现一定数量尺寸较大的球化颗粒以及少量孔隙[图 2(b)]。这是由于激光能量密度的增加使得液相量增加,形成的熔池较为稳定,逐渐抑制了球化倾向。当 η 增加至 400 J/m 时,SLM 试件呈现致密、平滑的表面,球化现象明显抑制,表面致密度及均匀性达到最佳[图 2(c)]。此时,粉末颗粒吸收了足够的激光能量,完全熔化生成适量的液相,且熔体粘度和表面张力得以降低。这有利于熔池内熔体顺利流动及铺展,熔体不容易发生断裂,从而形成连续均匀的激光扫描线,抑制球化现象的发生;而相邻扫描线之间有效粘接,也使得成形件表面致密光滑。当 η 过大时(800 J/m),尽管激光成形表面的球化现象完全消失,但在试样表面产生了连续的微裂纹[图 2(d)],导致组织致密度下降。由文献^[29]可知,熔体凝固时的收缩速率可表示为

$$\frac{d(\Delta L/L_0)}{dt} = \frac{\Delta PW}{2R\mu}, \quad (1)$$

式中 ΔP 为熔池毛细管力, R 为晶粒半径, W 为液相浓度, μ 为液体粘度。根据文献^[26], μ 可表示为

$$\mu = \frac{16}{15} \sqrt{\frac{m}{kT}} \gamma_{ls}, \quad (2)$$

式中 m 为原子质量, k 为玻尔兹曼常数, γ_{ls} 为固液界

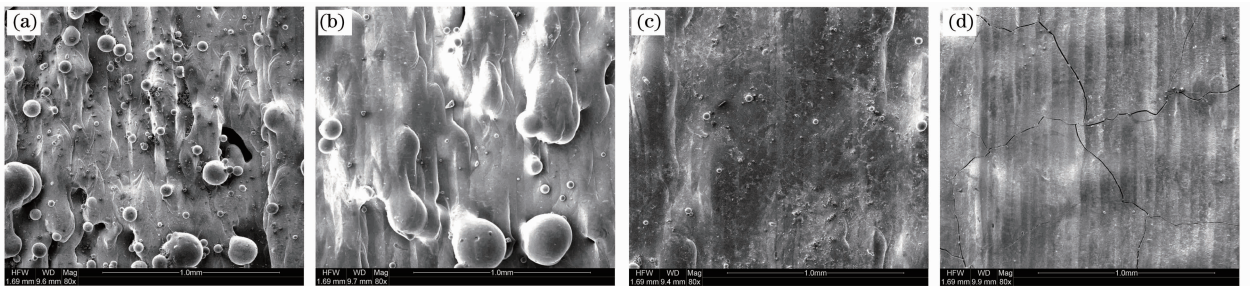


图 2 不同线能量密度下 SLM 成形件表面形貌。(a) $\eta=200\text{ J/m}$, (b) $\eta=267\text{ J/m}$, (c) $\eta=400\text{ J/m}$, (d) $\eta=800\text{ J/m}$

Fig. 2 SEM images showing surfaces morphologies of SLM-processed parts at different laser energy densities.

(a) $\eta=200\text{ J/m}$, (b) $\eta=267\text{ J/m}$, (c) $\eta=400\text{ J/m}$, (d) $\eta=800\text{ J/m}$

面张力。当 η 过大时(800 J/m),致使熔池中液相温度 T 增加,降低了液相粘度,从而加快了熔体凝固过程的收缩速率,致使凝固组织中残留过多的热应力,并最终在凝固试样中产生大量的热裂纹,降低 SLM 成形致密度。由以上分析可知,在 η 为 400 J/m 时($P=80$ W, $v=0.2$ m/s), SLM 试件表面平整光滑,球化效应明显抑制,且成形致密度高。

3.2 成形件致密化过程

图 3 为不同线能量密度下 SLM 成形件横截面显微组织。SLM 成形致密度随激光能量密度的变化如图 4 所示。由于 TiC/Ti 纳米复合粉末 SLM 成形涉及完全熔化-凝固成形机制,因此激光熔池中液相表面张力、粘度、流变特性等(主要受线能量密度影响),将直接影响凝固组织的致密化特征(如组织连续性、孔隙尺寸和形状、显微裂纹等)。当 η 为 200 J/m 时, SLM 成形试件截面上孔隙尺寸较大,形状基本为近圆形,液相凝固组织的连续性较差[图 3(a)];此时, SLM 试件密度仅为理论密度的 85.1%(图 4)。究其原因,激光能量密度过低,导致激光熔池中液相量偏少且粘度较高,液相不足以有效铺展,很难形成连续的凝固组织,致使大量孔隙残留在成形件中。

随着 η 增至 267 J/m, SLM 试件的凝固组织连续性得到一定程度的改善,截面上分布有少量微小孔隙[图 3(b)];此时试件致密度亦提高到理论密度的 87.5%。由于激光能量密度的提高,熔池温度升高,粉末熔化形成的液相量增大,且熔体粘度也随温度升高而降低,液相能充分流动及铺展,使得凝固组织致密度提高。当 η 继续增至适宜值 400 J/m 时, SLM 试件截面无明显孔隙,凝固组织的连续性及其均匀性显著提高[图 3(c)],成形致密度达理论密度的 95.5%。此时,激光能量密度足够大,熔池中熔体流动速度提升,液相均匀铺展,激光扫描线之间形成连续、均匀的冶金结合,进而显著提高试件致密度。然而,当 η 增至 800 J/m 时, SLM 试件致密度下降为理论密度的 89.2%,试件横截面上出现一系列显微裂纹,此横截面裂纹长度为数毫米[图 3(d)]。原因在于,熔池温度 T 过度增加,致使熔池中熔体粘度继续降低,增加了液-固转变时凝固组织的收缩速率,致使其内部残留过多的热应力,而在最终的凝固试样中热应力将释放,导致产生热裂纹,降低成形致密度。

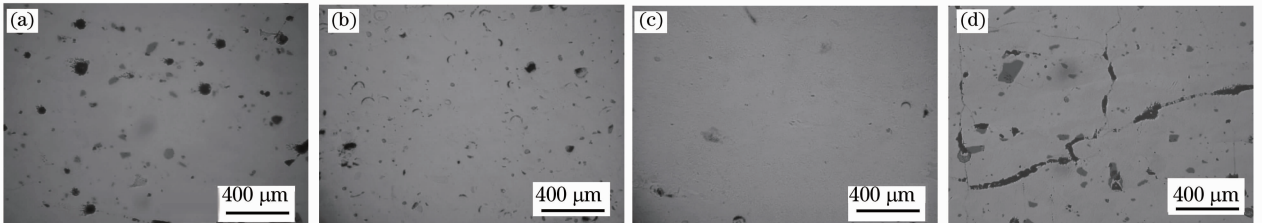


图 3 不同线能量密度下 SLM 试样的横截面显微组织。(a) $\eta=200$ J/m, (b) $\eta=267$ J/m, (c) $\eta=400$ J/m, (d) $\eta=800$ J/m

Fig. 3 Cross-section microstructures of SLM-processed parts at different laser energy densities. (a) $\eta=200$ J/m, (b) $\eta=267$ J/m, (c) $\eta=400$ J/m, (d) $\eta=800$ J/m

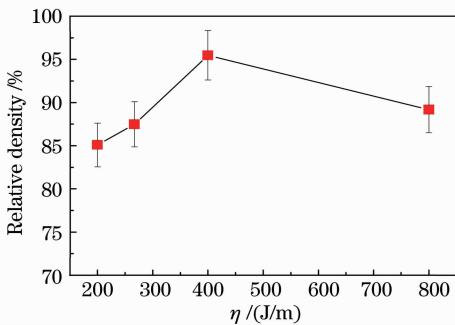


图 4 SLM 成形件致密度随激光能量密度的变化
Fig. 4 Variation of densities of SLM-processed samples with laser linear energy densities

3.3 微观组织

图 5 为不同线能量密度下 SLM 成形复合材料

的微观组织。可见,随激光能量密度的改变,成形组织中增强相 TiC 的形态及其分布发生明显变化。在 $\eta \leq 400$ J/m 条件下, TiC 均具有相当细化的显微结构,其形状由起始颗粒形态转变为层片状或羽毛状微细结构[图 5(a)~(c)]。在更高放大倍数下(50000 倍)对 TiC 增强相进行 FE-SEM 表征发现,层片状 TiC 在其厚度方向上的尺寸均小于 100 nm,具有典型的纳米结构(图 6)。比较其分布状态可发现, η 为较低的 200 J/m 时, TiC 增强相出现一定程度的团聚现象[图 5(a)];随 η 增至 400 J/m, 纳米尺度的 TiC 增强相分布最为均匀[图 5(c)]。而当 η 继续增至 800 J/m 时, TiC 增强相呈现发达的树枝晶状,其晶体结构明显粗化[图 5(d)]。

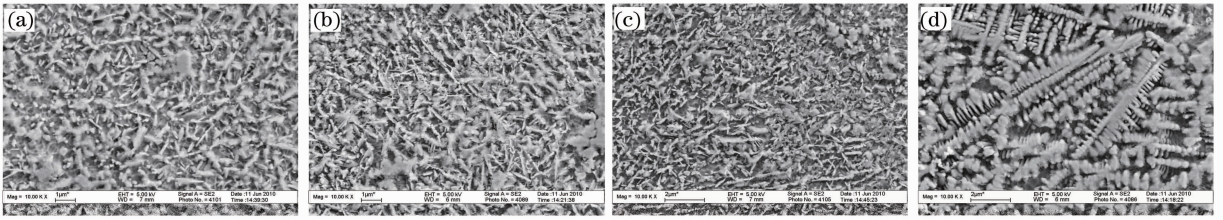


图 5 不同激光能量密度下 SLM 成形试样的微观组织。(a) $\eta=200$ J/m, (b) $\eta=267$ J/m, (c) $\eta=400$ J/m, (d) $\eta=800$ J/m

Fig. 5 FE-SEM images showing characteristic microstructures of SLM-processed composites parts at various laser energy densities. (a) $\eta=200$ J/m, (b) $\eta=267$ J/m, (c) $\eta=400$ J/m, (d) $\eta=800$ J/m

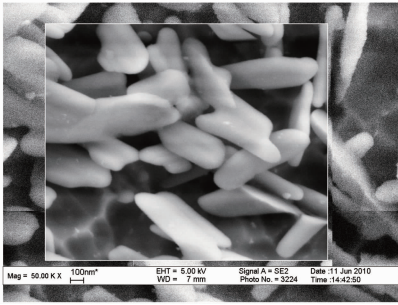


图 6 $\eta=400$ J/m 条件下形成的 TiC 纳米结构

Fig. 6 Nanostructure of TiC formed at $\eta=400$ J/m

由于 SLM 工艺是一个完全熔化和凝固的冶金过程,所以 TiC 增强相的形成以溶解-析出机制为主。在能量激光束作用下,TiC/Ti 纳米复合粉末被迅速加热并完全熔化,形成具有一定形状的熔池。因激光能量密度呈高斯分布,故熔池中心及边缘将形成明显的温度梯度。熔池中化学浓度梯度及温度梯度的共同作用,致使形成表面张力梯度及相应的 Marangoni 流,并产生液相毛细管力^[24,26]。在动态激光束移离作用区域后,熔池进入快速冷却阶段。在熔池冷却过程中,TiC 由于具有较高的熔点(3523 K)优先形核析出,析出的增强相 TiC 形态主要受凝固条件的影响。激光作用下,熔体温度梯度极大(达 10^6 K/s^[30]),TiC 形核后来不及长大,形成大量细化的纳米结构(图 6)。在 η 为 400 J/m 时,激光能量输入充分,液相生成量及其粘度均较为适宜,凝固析出纳米结构 TiC 增强相能在 Marangoni 流和毛细管力作用下充分重排,形成较为均匀的分布状态[图 5(c)]。在 η 较低(200 J/m)时,由于激光熔化粉层生成的液相量较少,且液相凝固时间短,不利于液相充分流动,TiC 析出相重排率低,导致成形组织中出现增强相团聚[图 5(a)]。但当激光能量密度增至 800 J/m 时,熔池吸收能量明显增加,在凝固过程中,晶体生长动力学特征明显,形成发达的枝晶组织[图 5(d)]。

3.4 显微硬度

图 7 为激光成形件截面上的显微硬度变化。可见,在不同激光能量密度下,SLM 成形件显微硬度呈现与致密度相似的变化趋势。在 η 为 400 J/m 时,平均硬度值最高,为 750 HV。这是因为具有细小纳米结构的 TiC 增强体在 Ti 基体中分布均匀,且试样致密度很高[图 3(c),图 5(c)]。而在 η 较低(200 J/m)时,因 SLM 成形件内部孔洞较多,致密度降低,故成形件显微硬度较低。在 η 过高(800 J/m)时,由于试样内部出现显微裂纹,也导致材料致密度下降,降低显微硬度值。

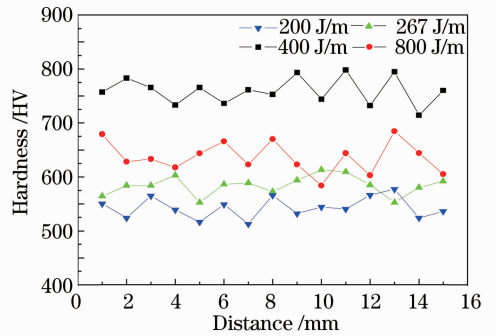


图 7 激光能量密度对 SLM 成形件显微硬度的影响
Fig. 7 Effect of laser energy density on microhardness of SLM-processed composites parts

3.5 摩擦磨损性能分析

图 8 为不同激光能量密度下 SLM 试样横截面摩擦系数随时间的变化曲线。在相同 SLM 工艺条件下制备纯 Ti 试件,以比较摩擦磨损性能。可见,所有 TiC/Ti 纳米复合材料试件的摩擦系数(最高为 0.6)明显低于 SLM 成形 Ti 试件(平均值为 1.2);这说明 SLM 成形 TiC 增强复合材料的耐磨性有明显提高。在 η 为 400 J/m 时,复合材料试件摩擦系数最小,平均值为 0.2,且摩擦系数比较稳定,波动范围很小。这主要得益于 SLM 过程中,纳米增强相 TiC 通过液相直接析出,具有原位自生的

特点,界面清洁,无杂质污染,组织分布细小均匀,且TiC硬度较高(约3000 HV),能起到弥散强化和细晶强化的作用^[31,32]。

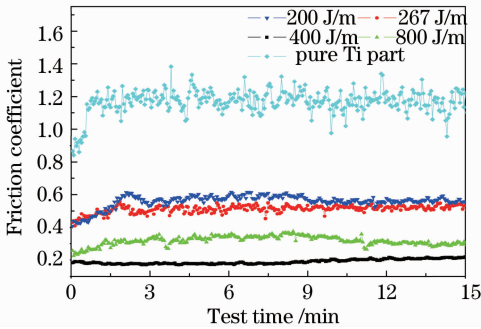


图8 SLM成形件摩擦系数随测试时间的变化曲线
Fig. 8 Variations of friction coefficient of SLM-processed parts as a function of test time

图9为不同激光线能量密度下SLM成形试样摩擦磨损形貌。可见,在低 η 条件下(200 J/m),摩擦表面出现明显的犁沟,且犁沟较深[图9(a)]。随 η 增

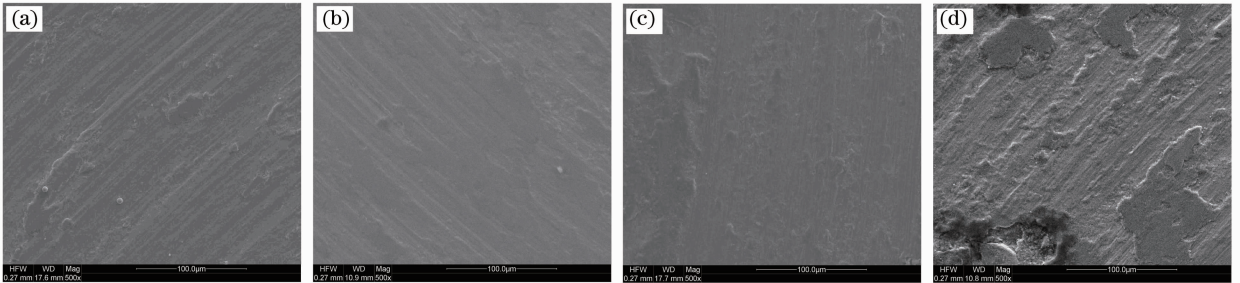


图9 不同线能量密度下激光成形件的摩擦表面形貌。(a) $\eta=200$ J/m, (b) $\eta=267$ J/m, (c) $\eta=400$ J/m, (d) $\eta=800$ J/m
Fig. 9 SEM images showing morphologies of worn surfaces of SLM-processed parts at different laser linear energy densities. (a) $\eta=200$ J/m, (b) $\eta=267$ J/m, (c) $\eta=400$ J/m, (d) $\eta=800$ J/m

4 结 论

1) 采用SLM工艺成功制备了TiC/Ti块体纳米复合材料。在 η 为400 J/m时,SLM成形试样表面平整、光滑,致密度较高,为理论密度的95.5%,TiC增强体以细小层片状纳米结构均匀分布在基体中。

2) SLM成形TiC/Ti复合材料平均硬度可达750 HV,摩擦系数平均值为0.2,远低于SLM成形纯钛试件(摩擦系数平均值1.2),具有优良的耐磨性能。

3) 在较高 η (800 J/m)下,由于热裂纹的产生和增强体TiC枝晶的粗化,使得复合材料的致密度、显微硬度及耐磨性能下降。

参 考 文 献

1 S. Ranganath. A review on particulate-reinforced titanium matrix

大,犁沟痕迹逐渐细化[图9(b)]。当 η 增至400 J/m时,已无明显犁沟,而是呈现较为光滑的摩擦表面[图9(c)]。这表明,随着线能量密度的增加,复合材料试件的磨损机制由明显的犁削磨损,逐渐转变为轻微的表面粘着磨损^[33]。在 η 较低(200 J/m)时,虽然复合材料组织中形成了微细结构TiC增强体[图5(a)],但因成形试件致密度较低[图3(a)],且在凝固过程中增强体发生团聚[图5(a)],使得复合材料在磨损过程中增强体TiC容易从基体中脱离并加剧材料的磨损,所以复合材料耐磨性较差。在 η 为400 J/m时,因复合材料成形致密度高[图3(c)],且纳米结构的TiC增强体在基体中分布很均匀[图5(c),图6],在磨损过程中TiC有效支撑基体,提高了基体材料的耐磨性。然而在 η 为800 J/m时,摩擦表面出现严重的剥层磨损[图9(d)];这是由于激光成形复合材料中形成了典型的枝晶组织[图5(d)],在磨损过程中相对粗大的枝晶容易碎裂,致使材料耐磨性下降。

composites [J]. *J. Materials Science*, 1997, **32**(1): 1~16
2 He Lijian, Zhang Xiaonong. Recent progress on surface treatment technologies of titanium and titanium alloys [J]. *Shanghai Metals*, 2005, **27**(3): 39~45
何利舰, 张小农. 钛及钛合金的表面处理技术新进展[J]. *上海金属*, 2005, **27**(3): 39~45
3 Chen Yao, Wang Huaming. Wear resistance of laser clad TiC reinforced FeAl intermetallic matrix composite coatings [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2003, **32**(10): 840~843
陈 瑶, 王华明. 激光熔覆 TiC 增强 FeAl 金属间化合物基复合材料涂层磨损性研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2003, **32**(10): 840~843
4 Xu Ning, Zhang Qunli, Yao Jianhua. Microstructure of in-situ synthesis TiC hardened coating by laser irradiation [J]. *Chinese J. Lasers*, 2010, **37**(10): 2653~2657
徐 柠, 张群莉, 姚建华. 激光原位反应制备 TiC 强化涂层的显微结构[J]. *中国激光*, 2010, **37**(10): 2653~2657
5 Lü Weijie. An overview on the research of in-situ titanium matrix composites [J]. *Materials China*, 2010, **29**(4): 41~48
吕维洁. 原位自生钛基复合材料研究综述[J]. *中国材料进展*, 2010, **29**(4): 41~48
6 Peng Delin, Zhao Luhua, Du Liming. The progress in research

- on ceramic particulate-reinforced titanium matrix composites [J]. *Titanium Industry Process*, 2010, **27**(2): 1~7
- 彭德林, 赵璐华, 杜立明. 陶瓷颗粒增强钛基复合材料的研究进展[J]. 钛工业进展, 2010, **27**(2): 1~7
- 7 Gu Dongdong, Shen Yifu. Effects of La_2O_3 addition on structure and forming property of laser sintered $(\text{WC-Co})_p/\text{Cu}$ metal matrix composites [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2007, **43**(9): 968~976
- 顾冬冬, 沈以赴. 添加 La_2O_3 对激光烧结 $(\text{WC-Co})_p/\text{Cu}$ 金属基复合材料组织和成形性能的影响[J]. 金属学报, 2007, **43**(9): 968~976
- 8 Zhang Dongyun. Model manufacturing process from aluminum alloys using selective laser melting [J]. *Chinese J. Lasers*, 2007, **34**(12): 1700~1704
- 张冬云. 采用区域选择激光熔化法制造铝合金模型[J]. 中国激光, 2007, **34**(12): 1700~1704
- 9 Chen Guangxia, Zeng Xiaoyan, Wang Zemin *et al.*. Research on rapid prototyping technology of selective laser melting [J]. *Machine Tool & Hydraulics*, 2010, **38**(1): 1~4
- 陈光霞, 曾晓雁, 王泽敏等. 选择性激光熔化快速成型工艺研究[J]. 机床与液压, 2010, **38**(1): 1~4
- 10 Wu Weihui, Yang Yongqiang, Wang Di *et al.*. Research on variable density rapid manufacturing process based on selective laser melting technology [J]. *Chinese J. Lasers*, 2010, **37**(7): 1879~1884
- 吴伟辉, 杨永强, 王迪等. 选区激光熔化变密度快速制造工艺研究[J]. 中国激光, 2010, **37**(7): 1879~1884
- 11 Yang Yongqiang, Luo Ziyi, Su Xubin *et al.*. Study on process and effective factors of stainless steel thin-wall parts manufactured by selective laser melting [J]. *Chinese J. Lasers*, 2011, **38**(1): 0103001
- 杨永强, 罗子艺, 苏旭彬等. 不锈钢薄壁零件选区激光熔化制造及影响因素研究[J]. 中国激光, 2011, **38**(1): 0103001
- 12 Yang Yongqiang, He Xingrong, Wu Weihui *et al.*. Direct manufacturing of customized orthopedics surgery orienting model by selective laser melting [J]. *Chinese J. Lasers*, 2009, **36**(9): 2460~2464
- 杨永强, 何兴容, 吴伟辉等. 选区激光熔化直接成型个性化骨科手术模板[J]. 中国激光, 2009, **36**(9): 2460~2464
- 13 Fan Jinjun, Zhao Jianfeng. Microstructure and mechanical properties of samples prepared by direct laser metal sintering with FGH95 alloys [J]. *Chinese J. Lasers*, 2011, **38**(1): 0103003
- 凡进军, 赵剑峰. 激光直接烧结 FGH95 合金的微观组织与性能[J]. 中国激光, 2011, **38**(1): 0103003
- 14 Zhang Yongzhong, Huang Can, Wu Fuyao *et al.*. Microstructure and properties of laser direct deposited TA12 titanium alloy [J]. *Chinese J. Lasers*, 2009, **36**(12): 3215~3219
- 张永忠, 黄灿, 吴复尧等. 激光熔化沉积 TA12 钛合金的组织及性能[J]. 中国激光, 2009, **36**(12): 3215~3219
- 15 Wang Di, Yang Yongqiang, Huang Yanlu *et al.*. Density improvement of metal parts directly fabricated via selective laser melting [J]. *J. South China University of Technology*, 2010, **38**(6): 107~111
- 王迪, 杨永强, 黄延禄等. 选区激光熔化直接成形金属零件致密度的改善[J]. 华南理工大学学报, 2010, **38**(6): 107~111
- 16 Wang Huaming, Zhang Shuquan, Wang Xiangming. Progress and challenges of laser direct manufacturing of large titanium structural components (Invited Paper) [J]. *Chinese J. Lasers*, 2009, **36**(12): 3204~3209
- 王华明, 张述泉, 王向明. 大型钛合金结构件激光直接制造的进展与挑战(邀请论文)[J]. 中国激光, 2009, **36**(12): 3204~3209
- 17 Fengying Zhang, Jing Chen, Hua Tan *et al.*. Chemical composition analysis for laser solid forming of titanium alloys from blended elemental powders [J]. *Chin. Opt. Lett.*, 2009, **7**(3): 222~225
- 18 Shuangyin Zhang, Xin Lin, Jing Chen *et al.*. Effect of solution temperature and cooling rate on microstructure and mechanical properties of laser solid forming Ti-6Al-4V alloy [J]. *Chin. Opt. Lett.*, 2009, **7**(6): 498~501
- 19 K. A. Mumtaz, P. Erasenthiran, N. Hopkinson. High density selective laser melting of Waspaloy [J]. *J. Materials Processing Technology*, 2008, **195**(1-3): 77~87
- 20 J. P. Kruth, L. Froyen, J. Van Vaerenbergh *et al.*. Selective laser melting of iron-based powder [J]. *J. Materials Processing Technology*, 2004, **149**(1-3): 616~622
- 21 K. A. Mumtaz, N. Hopkinson. Selective laser melting of thin wall parts using pulse shaping [J]. *J. Materials Processing Technology*, 2010, **210**(2): 279~287
- 22 L. Hao, S. Dadbakhsh. Materials and process aspects of selective laser melting of metals and metal matrix composites; a review (Invited Paper) [J]. *Chinese J. Lasers*, 2009, **36**(12): 3192~3203
- 23 Gu Dongdong, Shen Yifu, Meng Guangbin. Growth morphologies and mechanisms of TiC grains during selective laser melting of Ti-Al-C composite powder [J]. *Mater. Lett.*, 2009, **63**(29): 2536~2538
- 24 A. Simchi, F. Petzoldt, H. Pohl. Direct metal laser sintering: material considerations and mechanisms of particle bonding [J]. *International J. Powder Metallurgy*, 2001, **37**(2): 49~61
- 25 Zhang Jianfeng, Shen Yifu, Zhao Jianfeng *et al.*. Melting-solidifying characteristic of Ni-based alloy powders by selective laser sintering [J]. *Chinese J. Lasers*, 2003, **30**(8): 763~768
- 张剑峰, 沈以赴, 赵剑峰等. 激光选区烧结 Ni 基金属粉末的熔融特征[J]. 中国激光, 2003, **30**(8): 763~768
- 26 Gu Dongdong, Shen Yifu. Effects of processing parameters on consolidation and microstructure of W-Cu components by DMLS [J]. *J. Alloys and Compounds*, 2009, **473**(1): 107~115
- 27 Gu Dongdong, Wilhelm Meiners, Yves-Christian Hagedorn *et al.*. Structural evolution and formation mechanisms of TiC/Ti nanocomposites prepared by high-energy mechanical alloying [J]. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 2010, **43**(13): 135402
- 28 Gu Dongdong, Shen Yifu. Balling phenomena in direct laser sintering of stainless steel powder: metallurgical mechanisms and control methods [J]. *Materials & Design*, 2009, **30**(8): 2903~2910
- 29 H. H. Zhu, L. Lu, J. Y. H. Fuh. Influence of binder's liquid volume fraction on direct laser sintering of metallic powder [J]. *Materials Science Engineering A*, 2004, **371**(1-2): 170~177
- 30 M. Boccacini, H. Goldenstein. Solidification of high speed steels [J]. *International Materials Reviews*, 2001, **46**(2): 92~114
- 31 Wu Wanliang, Li Xuewei, Liu Wanhui *et al.*. Microstructure and formation mechanism of TiC reinforced titanium matrix composite layer by laser cladding [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2006, **35**(9): 1363~1366
- 武万良, 李学伟, 刘万辉等. TiC 增强钛基复合材料激光熔覆层显微组织及形成机理[J]. 稀有金属材料与工程, 2006, **35**(9): 1363~1366
- 32 Wu Chaofeng, Ma Mingxing, Liu Wenjin *et al.*. Study on wear resistance of laser cladding Fe-based composite coatings reinforced by in-situ multiple carbide particles [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2009, **45**(8): 1013~1018
- 吴朝锋, 马明星, 刘文今等. 激光原位制备复合碳化物颗粒增强铁基复合涂层及其耐磨性的研究[J]. 金属学报, 2009, **45**(8): 1013~1018
- 33 Song Jie, Zhang Qingmao, Lin Xiaocong *et al.*. Tribological behavior of Fe-based alloy coating formed by laser cladding [J]. *Chinese J. Lasers*, 2008, **35**(5): 776~781
- 宋杰, 张庆茂, 林晓聪等. 铁基合金激光熔覆层的摩擦学特征[J]. 中国激光, 2008, **35**(5): 776~781