

超声辅助激光沉积原位 TiC-TiB₂/Al-12Si 铝基复合材料微观组织及摩擦磨损行为研究

赵明娟¹, 胡勇^{1,2}, 符声启¹, 赵龙志^{1,2}, 焦海涛^{1,2}, 刘德佳^{1,2}, 唐延川^{1,2}

(1. 华东交通大学 材料科学与工程学院, 江西 南昌 330013)

(2. 华东交通大学 南昌市载运工具先进材料与激光增材制造重点实验室, 江西 南昌 330013)

摘要: 以 Ti、B₄C 和 Al-12Si 粉末为原材料, 通过超声辅助激光沉积制备了原位 TiC-TiB₂/Al-12Si 铝基复合材料。采用 XRD、EDS 分析了复合材料的物相组成, 通过 OM、SEM 观察了复合材料的微观组织, 利用摩擦磨损试验机和三维轮廓仪测试了复合材料的磨损性能。结果表明, 随 Ti+B₄C 含量的增加, α -Al 晶粒细化, 原位生成的 TiB₂ 呈棒状, 且可成为 α -Al 的异质形核核心; 原位生成的 TiC 为 150 nm 多边形形貌。随 Ti+B₄C 含量的增加, 原位 TiC-TiB₂/Al-12Si 铝基复合材料的耐磨性提高; 未加入 Ti+B₄C 的 Al-12Si 合金磨损机制为疲劳磨损; 当 Ti+B₄C 的加入量为 8% (质量分数) 时, 磨损机制为磨粒磨损; 当 Ti+B₄C 的加入量为 10% 时, 其磨损机制转变为疲劳磨损。

关键词: 激光沉积; 原位自生; TiC-TiB₂; 铝基复合材料; 摩擦磨损

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)12-4632-08

颗粒增强铝基复合材料具有比强度高、阻尼性能及耐磨性能好等优异的性能, 在航空航天、轨道交通等要求高性能化、轻量化领域具有广阔的应用前景^[1-3]。原位铝基复合材料的增强颗粒在基体内反应生成, 具有界面洁净无污染、热稳定性好、与基体相容性好等优点而被广泛应用^[4-6]。

原位铝基复合材料的增强颗粒主要为高硬度、高耐磨的陶瓷颗粒或金属间化合物, 如 TiC、TiB₂、Al₃Ti、Al₃Zr 等^[7-10]。Maziarz 等^[7]采用自蔓延高温合成法制备了原位 TiC/Al 铝基纳米复合材料, 由于纳米 TiC 与基体之间热膨胀系数和弹性模量的不匹配, 以及 Hall-Petch 关系和 Orowan 效应, 原位 TiC/Al 铝基纳米复合材料的强度显著提高。薛彦庆等^[8]采用混合盐反应法制备了原位自生 TiB₂/Al-4.5Cu 复合材料, 发现 α -Al 晶粒明显细化, 复合材料的屈服强度、抗拉强度、弹性模量和显微硬度 (HV) 分别达到 356 MPa、416 MPa、92.5 GPa 和 945.7 MPa。Chen 等^[9]通过高能超声原位制备了 Al₃Ti/2024 铝基复合材料, 发现细小弥散分布的 Al₃Ti 能明显提高复合材料的强度。Li 等^[10]原位制备了 Al₃Zr/A356 铝基复合材料, 发现复合材料的硬度 (HV) 达到 2406.88 MPa, 耐磨性明显提高。研究发现, 合金中加入 2 种以上增强相, 其性能提升比加入单一增强相更显著^[11]。Feng 等^[12]

制备的原位 TiC-TiN 增强 Fe 基复合涂层, 其耐磨性、耐腐蚀性和硬度显著提高。Wang 等^[13]采用激光熔覆制备了原位 TiB₂-TiC/Fe 复合涂层, 发现复合涂层的耐磨性明显提高, 摩擦系数下降。TiC 与 TiB₂ 具有良好的相容性, 可极大提高材料的机械性能, 是铝基复合材料的理想增强相。

目前, 制备原位铝基复合材料的方法主要有自蔓延高温合成法^[7]、机械合金化法^[14]、混合盐反应法^[15]、激光沉积法^[16,17]等。激光沉积是高性能材料制备的新技术, 通过高功率激光熔化金属粉末和合理利用激光熔池中的原位反应及工艺控制, 直接制备具有良好组织及性能的原位铝基复合材料, 被广泛应用于航空航天、轨道交通等领域^[18,19]。Zhang 等^[20]通过激光表面合金化制备了原位 TiB₂/AA6061 铝基复合材料, 发现耐磨性明显提高。

由于激光沉积时急冷急热, 因此存在组织不均匀等缺陷。在激光沉积过程中, 施加外场如磁场、超声场可抑制激光沉积层缺陷, 从而改善沉积层的质量^[21]。超声振动通过在激光沉积层中产生超声空化和声流搅拌作用, 可改善激光沉积层的温度梯度, 有助于获得细小均匀分布的组织^[22]。因此, 本研究采用超声辅助激光沉积原位制备 TiC-TiB₂/Al-12Si 铝基复合材料, 研究原位

收稿日期: 2021-12-25

基金项目: 国家自然科学基金 (51865011); 江西省自然科学基金 (20212BAB204008)

作者简介: 赵明娟, 女, 1976 年生, 硕士, 华东交通大学材料科学与工程学院, 江西 南昌 330013, 电话: 0791-87046718, E-mail: 286401853@qq.com

TiC-TiB₂ 增强铝基复合材料的组织及耐磨性，分析其磨损机制，为原位铝基复合材料的激光沉积制备提供依据。

1 实验

实验材料为长沙天久金属材料有限公司通过气雾化法制备的球形 Ti 和 Al-12Si 粉末，以及破碎法制备的不规则 B₄C 粉末，粒度为 48~109 μm，粉末成分见表 1。根据反应方程式 3Ti+B₄C=2TiB₂+TiC，Ti、B₄C 加入的原子比为 3:1，Ti+B₄C 加入量为 2%~10%（质量分数）。利用 QXQM-1 行星磨将沉积粉末混合均匀；通过德国 IPG 公司生产的光纤激光器 YLS-5000-S4-Y15 进行激光沉积试验，沉积基板为 6061 铝合金板，激光沉积工艺参数为：激光功率 1600 W，扫描速度 200 mm/min，光斑直径 1.2 mm，搭接率 50%；通过 DPSF-2 型同轴送粉器进行送粉，送粉速度为 10 g/min；为防止激光沉积过程中熔池氧化，采用氩气保护，氩气流量为 10 L/min。激光以“之”字形扫描，激光沉积试样大小为 50 mm×10 mm×8 mm。为使原位生成的增强相均匀分布，激光沉积过程中施加超声振动，由于激光沉积时熔池很小，不能在熔体中引入超声振动杆。为此，将 TJS-3000 超声振动板与沉积基板底部进行刚性联接，使超声波从沉积基板底部导入，通过沉积基板将超声波间接传递到熔池中，其工作原理如图 1 所示。超声功率为 1000 W，超声频率为 20.4 kHz。

采用线切割切取金相试样，对试样上垂直于激光扫描方向的面进行打磨、抛光，采用 Keller 试剂（2.5 mL HNO₃+1.5 mL HCL+1 mL HF+95 mL H₂O）对金相试样腐蚀；利用 Axio Vert.A 光学显微镜观察组织；采用带能谱分析的 Hitachi SU-8020 扫描电镜分析组织、成分和磨面形貌；采用 XRD-6100 衍射仪分析物相，Cu 靶线，扫描角度为 20°~80°，扫描速度为 4°/min；采用 UMT-3 多功能摩擦磨损试验机测试摩擦磨损性能，从激光沉积试

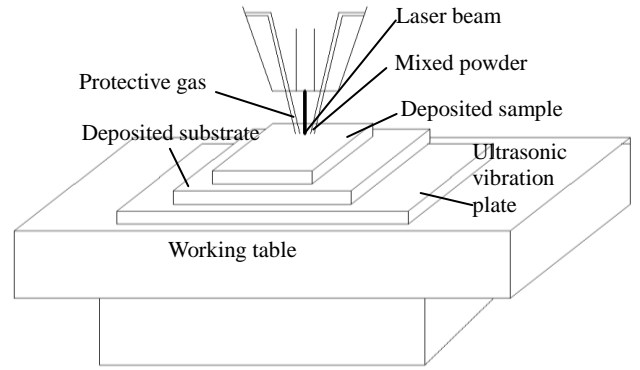


图 1 超声辅助激光沉积原理图

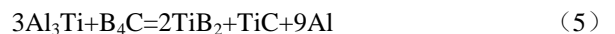
Fig.1 Schematic diagram of ultrasonic assisted laser deposition

样中部切取磨损试样，磨损试样尺寸为 15 mm×8 mm×8 mm，对磨材料为 316L 钢球，硬度(HV)为 1754.2 MPa，试验参数为：载荷 5 N，频率 2 Hz，时间 400 s，磨痕长度 10 mm；采用 SuperView W1 白光干涉表面三维轮廓仪分析磨痕形貌。

2 结果与分析

2.1 热力学分析

选择原位反应体系时，首先通过热力学计算判断反应是否能完成。本实验所用反应体系可能存在如下几种反应。



当反应的吉布斯自由能变化 ΔG 小于零时，则反应能发生；ΔG 越小，在相同情况下反应越容易发生。上述反应的 ΔG 随温度的变化如图 2。由图 2 可见，

表 1 激光沉积粉末成分

Table 1 Composition of laser deposition powder (wt%)

Al-12Si powder	Ti powder	B ₄ C powder
Al: Bal.	Ti: Bal.	B ₄ C: Bal.
Si: 11.96	Fe: 0.014	B: 0.24
Fe: 0.22	C: 0.005	B ₂ O ₃ : 0.21
Zn: 0.012	O: 0.076	C: 0.45
O: 0.0188	N: 0.008	Fe: 0.15
Cu: 0.0022	H: 0.0031	-
Mn: 0.0006	-	-
Mg: 0.0008	-	-
Ti: 0.0016	-	-

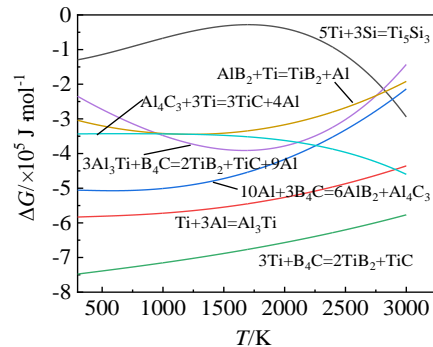


图 2 热力学分析

Fig.2 Thermodynamic analysis

$3\text{Ti}+\text{B}_4\text{C}=2\text{TiB}_2+\text{TiC}$ 从热力学上最容易发生。在激光沉积过程中, Al 被熔化, 使得 Ti 与 B_4C 被包裹在 Al 合金的熔体中, 从而使扩散速率增大。由于 Ti 是强碳化物形成元素, C 的扩散系数大于 B^[23], 因此 C 先扩散到 Ti 表面与 Ti 形成 TiC, 余下的 TiC 再与 B 形成 TiB_2 。文献[24]报道反应中有 Ti_3B_4 生成, 但 Ti_3B_4 只能在低温情况下存在, 而激光沉积的温度很高, 因此 Ti_3B_4 在热力学上不稳定, 所以可以认为试验中不存在 Ti_3B_4 。与此同时, 本试验中 Ti、 B_4C 的加入量按反应式 (4) 配比, Ti、 B_4C 将按反应式 (4) 反应完全, 因此可以认为试验中其他反应不存在。图 3 为 (Ti+B₄C) 加入量为 8% 时 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的 XRD 图谱。由 XRD 图谱可看出, TiB_2 的衍射峰强度明显高于 TiC 的衍射峰强度, 物相由 Al、Si、TiC、 TiB_2 组成, 未发现有其他相, 说明反应完全, 与反应式 (4) 一致, 这验证了热力学计算结果。

2.2 显微组织

图 4 为不同 (Ti+B₄C) 添加量的 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的显微组织。当 (Ti+B₄C) 添加量为 0% 时, 显微组织主要为细小且均匀分布的白色的 α -Al 相和灰黑色呈网状分布的 Si 相, 如图 4a 所示。由图 4b 可发现, 当 (Ti+B₄C) 添加量为 2% 时, 除了 α -Al 相和 Si 相之外, 还出现了少量的灰白色的短棒状组织。随着 (Ti+B₄C) 添加量逐渐增加, 灰白色的棒状组织数量逐渐增多, 尺寸逐渐增大, 且分布均匀, 如图 4c~4f 所示。在金属凝固过程中提高冷却速度和施加强烈对流可抑制晶粒的生长, 激光沉积具有高的冷却速率, 且超声

振动可在材料内产生强烈的机械冲击效应和空化效应, 促进熔体对流, 有利于获得细小且均匀分布的组织。同时, 超声振动还使激光沉积时温度分布均匀, 可获得均匀分布的原位增强体。当 (Ti+B₄C) 添加量达到 10% 时, 开始出现不规则的多边形状或块状的灰白色针棒状组织, 如图 4f 所示。根据文献报道^[25], TiB_2 的晶体结构决定了其生长形貌为六面棱柱体, 因此可推断图 3 中的棒状组织为 TiB_2 。激光沉积层中 TiB_2 的含量比 TiC 的含量高将有利于 TiB_2 成为短棒状。但是, 由于原位生成的 TiC 非常细小, 图 4 中未观察到 TiC。

由图 4 还可发现, 随 Ti+B₄C 添加量的增加, α -Al 相细化。这是由于生成的 TiB_2 可成为 α -Al 相的异质形核核心。促进异质形核的因素取决于结晶相与基底之间的点阵错配度, 根据 Bragg 二维点阵错配模型^[26]:

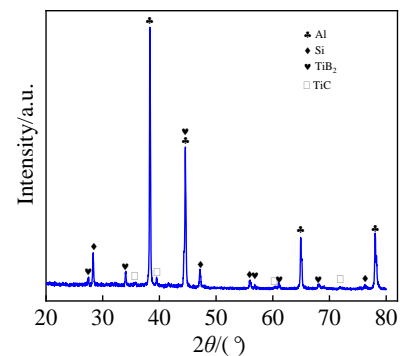


图 3 添加 8%(Ti+B₄C)的 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的 XRD 图谱
Fig.3 XRD pattern of TiC-TiB₂/Al-12Si composite with (Ti+B₄C) addition of 8%

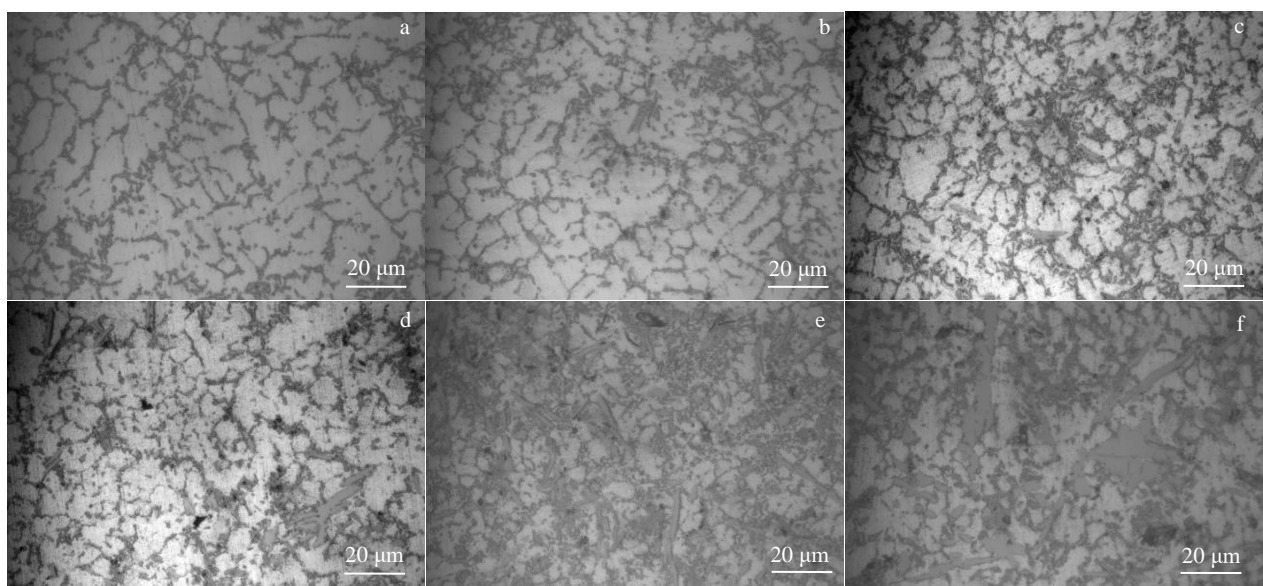


图 4 不同 (Ti+B₄C) 添加量的 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的微观组织

Fig.4 Microstructures of TiC-TiB₂/Al-12Si composites with different (Ti+B₄C) additions: (a) 0%, (b) 2%, (c) 4%, (d) 6%, (e) 8%, and (f) 10%

$$\delta_{(hkl)_n}^{(hkl)_s} = \frac{1}{3} \sum_{i=1}^3 \frac{|d_{[uvw]_s} \cos \theta - d_{[uvw]_n}|}{d_{[uvw]_n}} \times 100\% \quad (8)$$

式中： $(hkl)_s$ 为基底的低指数晶面； $(hkl)_n$ 为新结晶相的低指数晶面； $[uvw]_s$ 为 $(hkl)_s$ 的一个低指数晶向； $[uvw]_n$ 为 $(hkl)_n$ 的一个低指数晶向； $d_{[uvw]_s}$ 为 $[uvw]_s$ 在晶向上的原子间距； $d_{[uvw]_n}$ 为在晶向 $[uvw]_n$ 上的原子间距； θ 为 $[uvw]_s$ 和 $[uvw]_n$ 2 个晶向间的夹角； i 为距离较小的晶面上的第 i 个距离较小的晶向。当 $\delta < 6\%$ 时，异质形核非常有效，形核率最高； $6\% < \delta < 12\%$ 时，异质形核中度有效； $\delta > 12\%$ 时，异质形核无效^[26]。

TiB₂ 为 hcp 结构，晶格常数为 $a=0.3030$ nm， $c=0.3230$ nm；Al 为 fcc 结构，晶格常数为 $a=0.4049$ nm。根据式 (8)，TiB₂ 的低指数晶面 (0001) 与 Al 的低指数晶面 (111) 的点阵错配度 $\delta=5.51\% < 6\%$ ，由此可见，TiB₂ 可作为 Al 的异质形核核心，从而细化 Al 晶粒。

为了确认图 4 中的棒状组织是否为 TiB₂，并为了确认反应中是否生成了 TiC，对 (Ti+B₄C) 加入量为 8% 的 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料 (图 4e) 进行 SEM 和 EDS 分析如图 5 所示。由图 5 可发现，组织中出现了棒状组织和白色小颗粒组织，其中白色颗粒组织分布在棒状组织周围。由 EDS 分析可知，Ti 和 B 主要分布在棒状组织中，结合图 3 的 XRD 分析可推断棒状组织为 TiB₂。

图 6 为图 5 中 A 区域的 SEM 显微组织和沿标注线的 EDS 元素线扫描。由图 6 可见，组织中出现了许多细小且均匀分布的多边形颗粒，其尺寸约 150 nm。通过

图 6 的 EDS 元素线扫描结果，并结合图 3 的 XRD 分析可知，这些细小的颗粒为 TiC。由图 3、图 5 和图 6 的分析可知，组织中原位生成了 TiC、TiB₂ 增强相，这与热力学的分析一致。

2.3 磨损性能

图 7 为磨痕三维轮廓形貌。由图 7 可看出，Ti+B₄C 加入量不同，磨痕的宽度和深度也不同。随 Ti+B₄C 含量的增加，宽度和深度逐渐变小，磨痕越平滑。当 (Ti+B₄C) 添加量为 8% 时，原位生成的 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料表面粗糙度的算术平均高度 S_a 、均方根高度 S_q 、最大高度 S_z 3 个值最小，说明表面粗糙度最小，反应出该材料具有优异的耐磨性能。磨损体积取决于磨痕形貌的宽度和深度，根据式 (9) 计算磨损体积^[27]：

$$V_w = \frac{Lh(3h^2 + 4b^2)}{6b} \quad (9)$$

式中： L 为磨痕的长度， h 为磨痕的深度， b 为磨痕的宽度。根据式 (10) 计算磨损率^[27]：

$$K = \frac{V_w}{FD} \quad (10)$$

式中， F 为法向载荷， D 为滑动距离。本实验中磨痕长度 $L=10$ mm，法向载荷 $F=5$ N，滑动距离 $D=80$ m，磨痕深度 h 和宽度 b 可从图 8 中得出。

通过式 (9)、式 (10) 得到不同 (Ti+B₄C) 添加量的 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的磨损速率，如图 9 所示。由图 9 可见，未加 (Ti+B₄C) 的 Al-12Si 合金的磨损率最大。随着 (Ti+B₄C) 加入量的增强，由于生成的

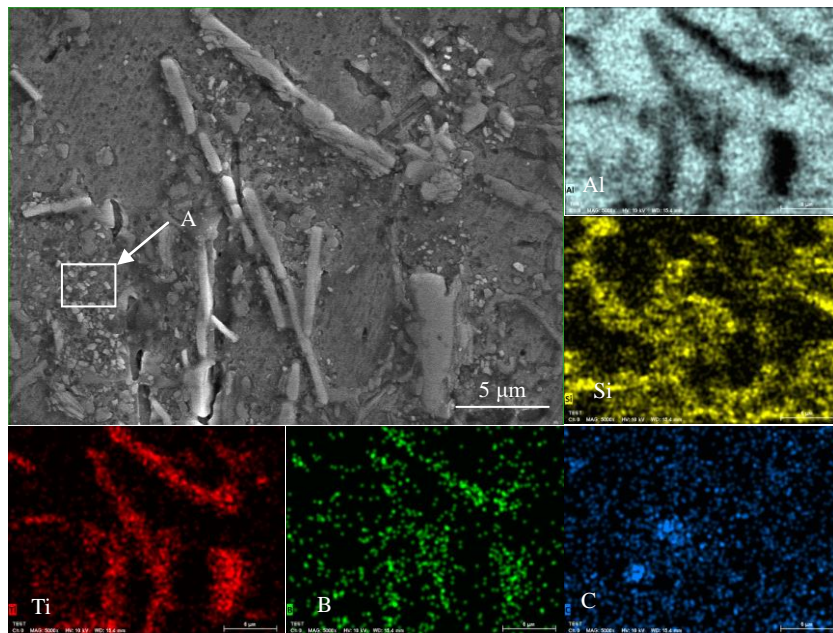


图 5 加入 8% (Ti+B₄C) 的复合材料 SEM 微观组织及 EDS 元素面扫描分析

Fig.5 SEM microstructure and EDS element mappings of (Ti+B₄C) composite with (Ti+B₄C) addition of 8%

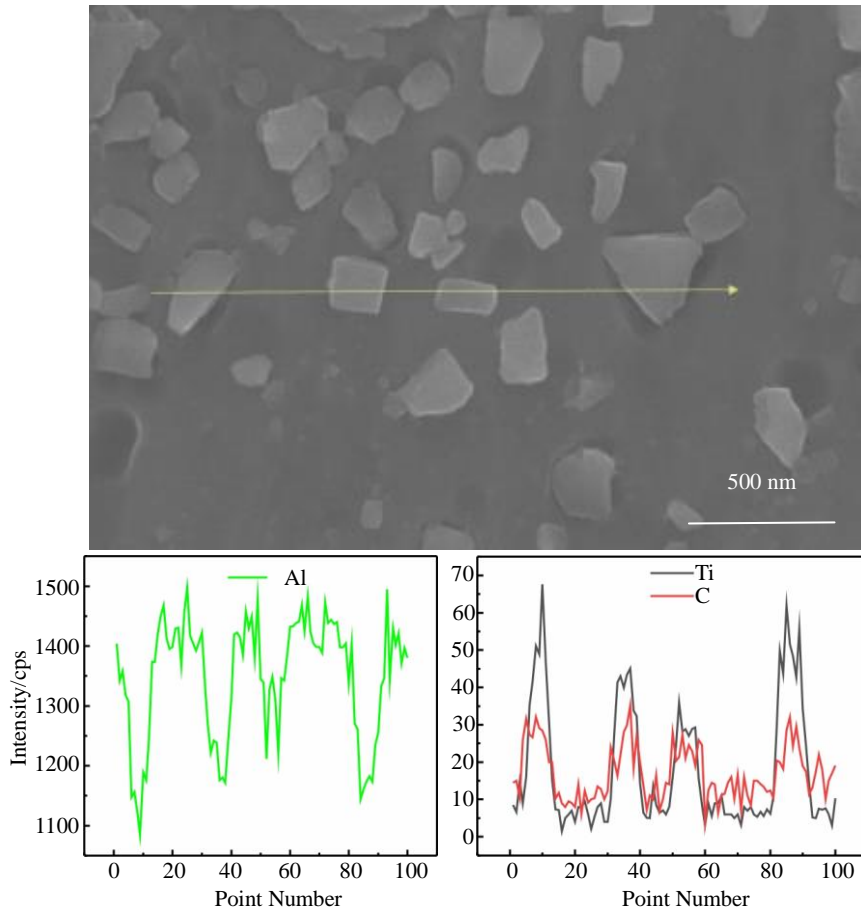


图 6 图 5 中 A 区域微观组织及沿标注线的 EDS 元素线扫描

Fig.6 Microstructure and EDS element line scanning along the marked line of region A in Fig.5

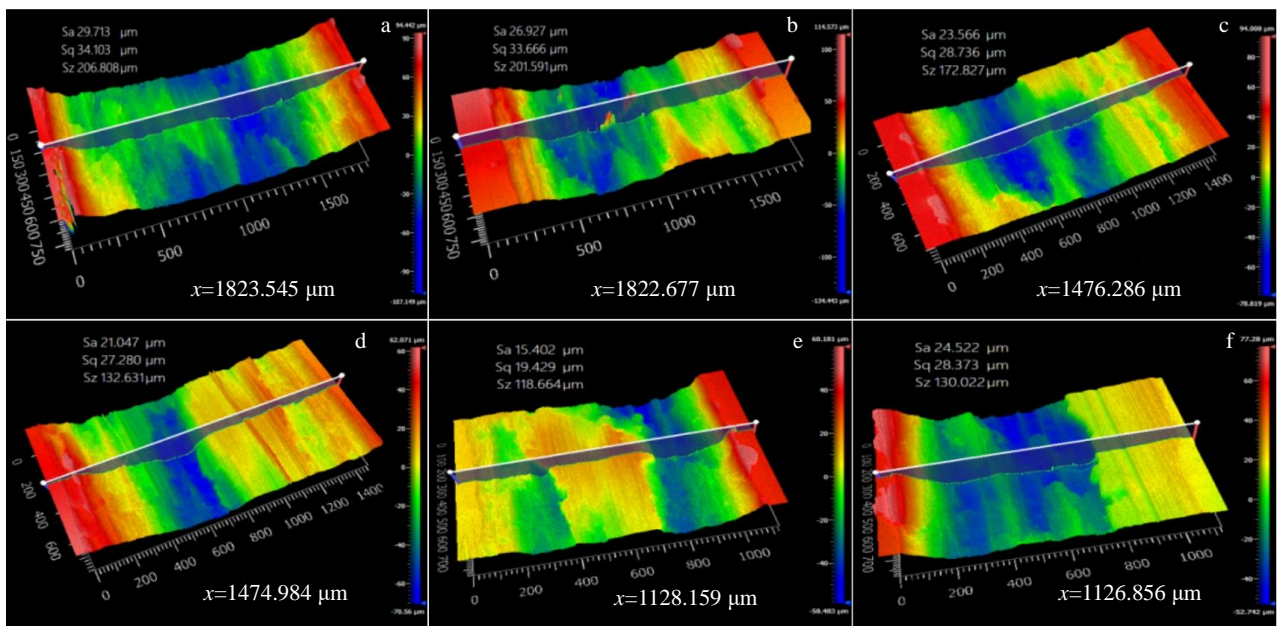


图 7 不同 (Ti+B₄C) 添加量的 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的磨痕三维轮廓形貌

Fig.7 3D morphologies of wear scars of TiC-TiB₂/Al-12Si composites with different (Ti+B₄C) additions: (a) 0%, (b) 2%, (c) 4%, (d) 6%, (e) 8%, and (f) 10%

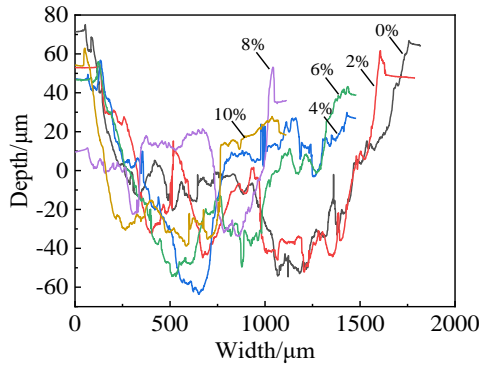


图 8 不同 (Ti+B₄C) 添加量的 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料磨痕截面轮廓

Fig.8 Cross-sectional profiles of the wear scars of TiC-TiB₂/Al-12Si composites with different (Ti+B₄C) additions

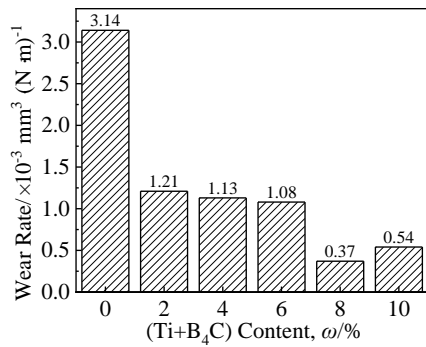


图 9 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的磨损速率

Fig.9 Wear rate of TiC-TiB₂/Al-12Si composites

硬质增强相 TiC 和 TiB₂ 增多, TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的硬度逐渐提高 (图 10), 因而 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的磨损率明显下降。这说明增强相 TiC 和 TiB₂ 可提高磨损阻力, 从而提高耐磨性。当 (Ti+B₄C) 添加量为 8% 时, TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的磨损率最低。Zhang 等^[28]对 Ti+B₄C 增强 Ni55 基复合涂层耐磨性的研究表明, Ti+B₄C 增强相含量越高, 涂层硬度越高, 磨损率越低, 这与本研究结果一致。Huang 等^[29]对 SiC 增强 7075 铝合金的耐磨性研究得到相同结论。但是, 当 (Ti+B₄C) 添加量为 10% 时, 磨损率提高, 说明其耐磨性下降。根据图 4 微观组织分析, 当 (Ti+B₄C) 添加量为 10% 时, 原位生成的 TiB₂ 尺寸变大, 在摩擦过程中粗大的 TiB₂ 容易断裂产生脱落, 造成耐磨性下降, 磨损率增大。

图 11 为不同 (Ti+B₄C) 添加量的 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的摩擦系数曲线。由图 11 可明显看出, 未加 (Ti+B₄C) 的 Al-12Si 合金的摩擦系数明显大于 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的摩擦系数值。这是因为原位生成的高硬度、高弹性模量和高化学稳定性的 TiC、TiB₂

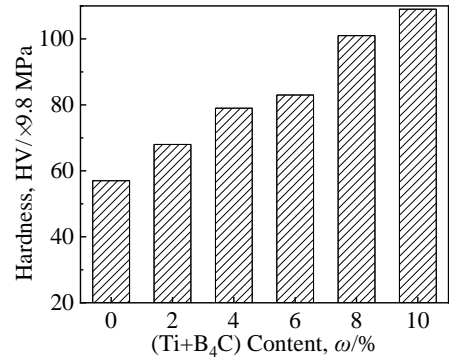


图 10 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的硬度

Fig.10 Hardness of TiC-TiB₂/Al-12Si composites

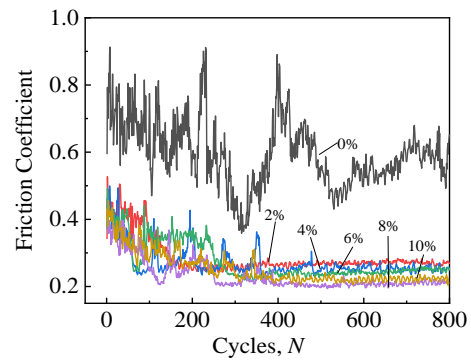


图 11 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的摩擦系数

Fig.11 Friction coefficient of TiC-TiB₂/Al-12Si composites with different (Ti+B₄C) addition

增强相提高了 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的硬度, 因而在摩擦过程中, 复合材料与对磨材料的实际接触面积减小, 提高了耐磨性。由图 11 还可看出, Al-12Si 合金的摩擦系数波动范围比较大一直没有稳态阶段。加入 (Ti+B₄C) 后, TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的摩擦系数可分为 2 个阶段。第 1 个阶段循环在 0~400 周次, 为跑合阶段。第 2 阶段循环在 400~800 周次, 为稳定磨损阶段。

图 12 为不同 (Ti+B₄C) 添加量的 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的磨面形貌。如图 12a 所示, 未添加 (Ti+B₄C) 的 Al-12Si 合金, 磨损表面凹凸不平, 出现了明显的分层现象和小裂纹, 这说明 Al-12Si 合金的主要磨损机制是疲劳磨损。这是因为 Al-12Si 合金的硬度低, 在摩擦热的作用下, 摩擦表面很容易出现塑性变形, 从而阻碍相对运动, 导致磨面产生分层现象。当加入 2% 的 (Ti+B₄C) 后, TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的磨损表面开始出现了犁沟, 如图 12b 所示。这主要是因为原位生成的高硬度 TiC 和 TiB₂ 增强相提高了整个复合材料的强度和硬度。当 (Ti+B₄C) 的加入量为 4% 时, 其磨面

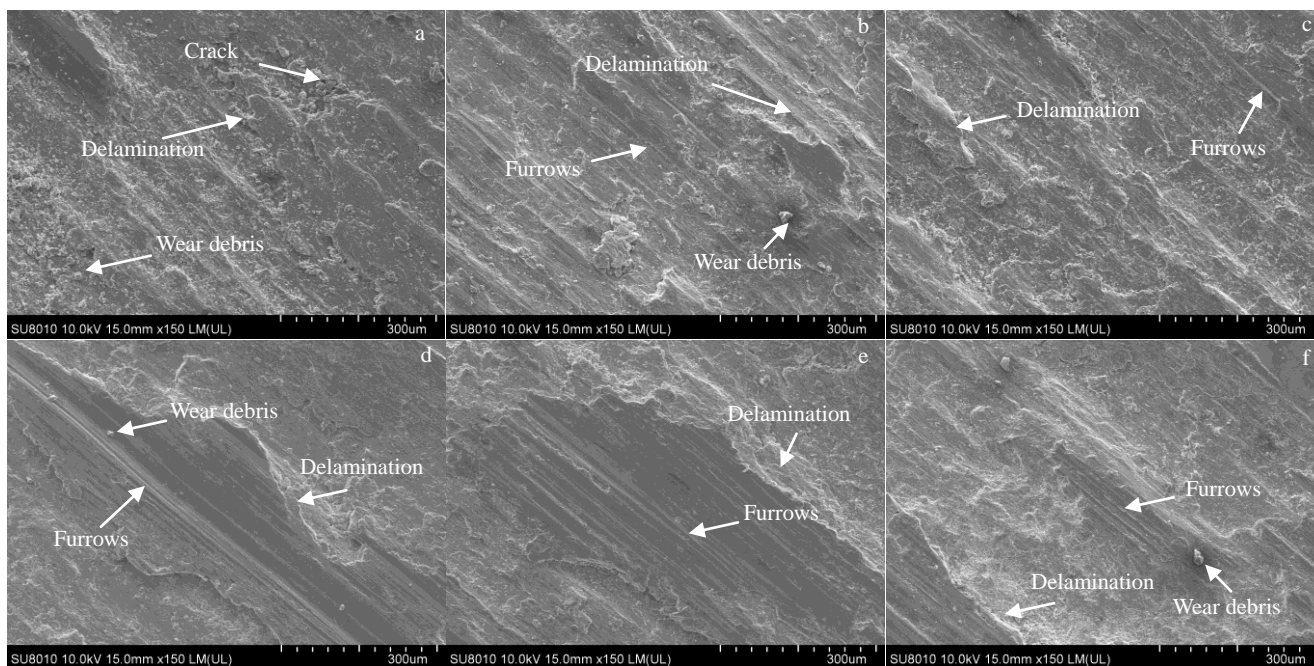


图 12 不同 (Ti+B₄C) 添加量的 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的表面磨损形貌

Fig.12 Wear morphologies of TiC-TiB₂/Al-12Si composites with different (Ti+B₄C) additions: (a) 0%, (b) 2%, (c) 4%, (d) 6%, (e) 8%, and (f) 10%

形貌与 (Ti+B₄C) 的加入量为 2% 的磨面形貌类似, 见图 12c。这说明它们的磨损机制以疲劳磨损为主, 以磨粒磨损为辅。当 (Ti+B₄C) 的加入量为 6% 时, 磨面更加平滑, 犁沟数量增加, 其磨损机制为磨粒磨损和疲劳磨损, 见图 12d。当 (Ti+B₄C) 的加入量为 8% 时, 磨损表面更为平整, 而且犁沟的深度较浅, 其磨损机制为以磨粒磨损为主, 见图 12e。在摩擦过程中, 与高硬度的 TiC 和 TiB₂ 相比, 较软的基体被快速磨损, 这导致了硬质 TiC 和 TiB₂ 突出在磨损表面, 避免了对磨副与较软铝基体的直接接触, 从而保护磨损表面。然而, 当 (Ti+B₄C) 的加入量达到 10% 时, 由于粗大的 TiB₂ 在摩擦过程中很容易脱落, 从而失去了对基体的保护作用, 因而磨损表面的犁沟变少, 其磨损机制为疲劳磨损, 见图 12f。

3 结 论

1) 采用激光沉积制备了原位 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料, TiB₂ 呈棒状, 其低指数晶面 (0001) 与 Al 的低指数晶面 (111) 的点阵错配度 $\delta=5.51\%$, 成为了 α -Al 的异质形核核心而细化 α -Al 晶粒; TiC 为 150 nm 的多边形形貌, 分布在棒状 TiB₂ 周围。

2) 随着增强相含量的增加, 原位 TiC-TiB₂/Al-12Si 复合材料的耐磨性提高, 当 (Ti+B₄C) 加入量为 8% (质量分数) 时, 其耐磨性最优。

3) 随着增强相含量的增加, 原位 TiC-TiB₂/Al-12Si

复合材料的磨损机制由疲劳磨损逐渐转化为磨粒磨损, 最后又变为疲劳磨损。

参考文献 References

[1] Ramezanali F, Hamed J A, Roohollah J. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 887: 161 433

[2] Akbari M K, Baharvandi H R, Shirvanimoghaddam K. *Materials & Design*[J], 2015, 66: 150

[3] Zou Tianchun(邹田春), Zhu He(祝贺), Chen Mingying(陈敏英) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2021, 48(10): 1 002 123

[4] Rai R S, Palanivel R, Selvam J D R. *Materials Today: Proceedings* [J], 2021, 43: 2255

[5] Wang H, Zhang H M, Cui Z S *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2021, 31(5): 1235

[6] Li Yongfei(李永飞), Zhu Zhihua(朱志华), Xu Zuo(徐佐) *et al. Special Casting & Nonferrous Alloy*(特种铸造及有色合金)[J], 2021, 41(6): 699

[7] Maziarz W, Bobrowski P, Wójcik A *et al. Materials Science Forum*[J], 2020, 985: 211

[8] Xue Yanqing(薛彦庆), Hao Qitang(郝启堂), Wei Dian(魏典) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2021, 49(2): 97

[9] Chen G, Chang X S, Zhang J X *et al. Metals and Materials*

- International*[J], 2020, 26: 1574
- [10] Li H, Jiao L, Xu R *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2021, 30: 3892
- [11] Gao Q, Wu S S, Lu S L *et al. Journal of Alloys and Compounds* [J], 2015, 651: 521
- [12] Feng Z Q, Tang M Q, Liu Y Q *et al. Surface Engineering*[J], 2018, 34: 309
- [13] Wang X H, Zhang M, Du B S *et al. Surface Review & Letters*[J], 2012, 19: 295
- [14] Popov V A, Burghammer M, Rosenthal M *et al. Composites Part B*[J], 2018, 145: 57
- [15] Muralidharan N, Chockalingam K, Dinaharan I *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 735: 2167
- [16] Hu Y, Fu S Q, Zhao L Z *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2021, 50(5): 1563
- [17] Lian Qing(廉清), Wu Yi(吴一), Wang Haowei(王浩伟) *et al. Hot Working Technology* (热加工工艺)[J], 2017, 46(22): 113
- [18] Gu Dongdong(顾冬冬), Zhang Hongmei(张红梅), Chen Hongyu(陈洪宇) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2020, 47(5): 050 002
- [19] Xi X, Chen B, Tan C W *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 58: 763
- [20] Zhang T T, Li Z G, Feng K *et al. Journal of Materials Research* [J], 2018, 33: 4307
- [21] Shi Yan(石岩), Chen Kuiming(陈奎明), Liu Jia(刘佳) *et al. Chinese Journal of Lasers* (中国激光)[J], 2018, 45(11): 1 102 009
- [22] Cai Pengtao(柴鹏涛), Liu Xue(刘学), Li Jinfeng(李晋锋) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(12): 4177
- [23] Wang Zhenting(王振廷), Zhou Xiaohui(周晓辉). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(S1): 155
- [24] Locci A M, Orru R, Cao G. *Journal of the American Ceramic Society*[J], 2006, 89: 848
- [25] Cui H Z, Ma L, Cao L L *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(2): 346
- [26] Bramfitt B L. *Metallurgical Transaction*[J], 1970, 1: 1987
- [27] Cai Wenlan(才文兰), Shi Hailan(史海兰), Wang Zhenxia(王振霞) *et al. Surface Technology*(表面技术)[J], 2019, 48(7): 89
- [28] Zhang X J, Cui H Z, Wang J F *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2019, 29: 132
- [29] Huang D, Chen W P, Zhang S Y *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(1): 54

Investigation on the Microstructure and Friction Wear Behavior of In-Situ TiC-TiB₂/Al-12Si Composites Fabricated by Ultrasonic Assisted Laser Deposition

Zhao Mingjuan¹, Hu Yong^{1,2}, Fu Shengqi¹, Zhao Longzhi^{1,2}, Jiao Haitao^{1,2}, Liu Dejie^{1,2}, Tang Yanchuan^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, East China Jiaotong University, Nanchang 330013, China)

(2. Key Laboratory of Advanced Materials for Vehicles & Laser Additive Manufacturing of Nanchang City, East China Jiaotong University, Nanchang 330013, China)

Abstract: In-situ TiC-TiB₂/Al-12Si composites were fabricated by ultrasonic assisted laser deposition using Ti, B₄C and Al-12Si powders as precursor materials with different proportions. The phase constitution, microstructure, frictional wear behavior of the composites were analyzed by XRD, EDS, OM, SEM, friction and wear testing machine and 3D profile measurement. The results show that the α -Al phase is refined with the increase of Ti+B₄C content, and the rod-like TiB₂ synthesized in-situ can act as the heterogeneous nucleation core of α -Al phase. The TiC synthesized in-situ is a polygonal shape of 150 nm. The wear resistance of in-situ TiC-TiB₂/Al-12Si composites is improved. The wear mechanism of Al-12Si alloy without Ti+B₄C addition is fatigue wear, and the wear mechanism of TiC-TiB₂/Al-12Si composites changes from fatigue wear to abrasive wear when the addition of Ti+B₄C is 8wt%. When the addition of Ti+B₄C is 10wt%, the wear mechanism of TiC-TiB₂/Al-12Si composites is fatigue wear.

Key words: laser deposition; in-situ synthesis; TiC-TiB₂; aluminum matrix composites; friction and wear behavior

Corresponding author: Hu Yong, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, East China Jiaotong University, Nanchang 330013, P. R. China, Tel: 0086-791-87046718, E-mail: huyong@ecjtu.edu.cn