

电子束选区熔化增材制造 TiAl 合金的高温硬度及氧化行为研究

谭宇璐^{1,2}, 张艳梅¹, 卢冰文², 闫星辰², 李艳辉², 代明江², 刘敏²

(1. 广东工业大学 材料与能源学院, 广东 广州 510006)

(2. 广东省科学院新材料研究所 现代材料表面工程技术国家工程实验室 广东省现代表面工程技术重点实验室, 广东 广州 510651)

摘要: 钛铝合金是航空航天领域具有广阔应用前景的轻质高温合金, 电子束选区熔化 (EBM) 增材制造技术是制备复杂结构 TiAl 合金有效途径, 但目前对其高温性能研究较少。本工作重点研究了电子束选区熔化增材制造 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的显微组织、高温硬度及其高温氧化行为。结果表明, EBM 成形 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金呈现出由等轴 γ 晶粒和双相区组成的独特层状组织; 在 800 °C 下恒温氧化 100 h, 表现出较低的氧化速率常数, 形成的氧化膜主要由 TiO₂、Al₂O₃ 及 TiO₂/Al₂O₃ 混合交替层组成, 抗氧化性能优于传统方法制备的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金和其他 TiAl 合金。此外, 900 °C 以下, 该合金具有良好的高温硬度, 显微硬度随温度的升高未发生明显的下降趋势。

关键词: 电子束选区熔化; 恒温氧化; 氧化膜; 高温硬度

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)01-0222-08

钛铝 (TiAl) 金属间化合物是一种新型轻质高温合金, 其具有高比强度、优异抗氧化性等性能, 密度为 3.8~4.0 g/cm³, 为镍基合金密度的一半^[1-2], 被称为未来能在服役温度范围内替代镍基合金的高温结构材料^[3-4], 主要应用于低压涡轮叶片、涡轮增压器叶轮、发动机转子和内燃机阀门等关键零部件^[5-8]。但由于 TiAl 合金室温塑性较低、热变形能力差及加工成形难度大, 导致精密铸造、铸锭冶金和粉末冶金等传统工艺制造结构复杂的 TiAl 合金零部件难度较大^[9], 严重阻碍其进一步的工程化应用。增材制造 (additive manufacturing, AM) 技术, 又称为 3D 打印技术, 具有材料利用率高、生产周期短、后续处理工序少、个性化制造等特点, 通过切片信息逐层堆积, 快速一体化成形出复杂形状及内部结构零部件。其中, 电子束选区熔化 (electron beam melting, EBM) 增材制造技术具有高真空度、高预热温度 (高达 1100 °C) 等独特优势, 不仅减少 TiAl 合金杂元素的污染, 还能降低该合金的层间开裂及微裂纹的形成, 成为了制备无缺陷高性能复杂结构 TiAl 合金有效的新途径。

目前, 各国学者已发表了若干关于 EBM 成形钛

铝合金的成形工艺优化及室温性能分析的相关研究, Schwerdtfeger 等^[10]对 EBM 成形 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金参数窗口进行了探索, 并研究了该合金的组织及 Al 损失量。Yue 等^[11]研究了电子束束流、扫描速度和能量密度对 EBM 制备 TiAl 合金表面形貌、孔隙率及 Al 损耗的影响规律。Galati 等^[12]研究了 EBM 成形 γ -TiAl 合金工艺参数、工艺条件与残余应力之间的关系。Murr 等^[13]利用 EBM 技术成形 γ -TiAl 合金, 其显微组织呈现出具有 γ/α_2 片层状结构的 γ 等轴晶。Seifi 等^[14]研究了热等静压对 EBM 成形 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金组织及机械性能的影响, 热处理后降低了该合金的机械性能, 但其缺陷情况得到明显改善。然而, TiAl 合金主要应用于高温环境, 高温力学性能和抗氧化性能至关重要, 而目前各国对于 EBM 制备 TiAl 合金高温性能研究极少, 有待深入的研究。

因此, 本工作着重研究了 EBM 增材制造成形 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金高温硬度和高温氧化行为, 为 EBM 成形 TiAl 合金的应用推广提供一定的技术指导和理论支持。

收稿日期: 2022-01-01

基金项目: 国家自然科学基金 (52005113); 广东特支计划 (2019BT02C629); 中国博士后科学基金资助项目 (2021T140140); 广东省重点领域研发计划 (2020B090923002); 广州市重点领域研发计划 (202102020327); 广东省现代表面工程技术重点实验室 (2020B1212060049); 广东省科学院实施创新驱动发展能力建设专项资金项目 (2020GDASYL-20200103112, 2021GDASYL-20210302005)

作者简介: 谭宇璐, 女, 1996 年生, 硕士生, 广东工业大学材料与能源学院, 广东 广州 510006, 电话: 020-61086351, E-mail: 2111902048@mail2.gdut.edu.cn

1 实验

1.1 实验材料

本工作使用的增材制造原材料为 Ti-48Al-2Cr-2Nb (at%) 金属间化合物粉末, 由惰性气体雾化法制成。图 1a 为 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金粉末形貌, 粉末球形度较高, 流动性好。图 1b 显示粉末粒径分布于 45~150 μm 之间, D_{10} 、 D_{50} 和 D_{90} 分别为 62.5、87.4 和 123 μm 。

1.2 EBM 成形过程

本研究采用 EBM 设备是 Arcam TM A2X 设备。在 0.2 Pa 真空度及 1050 $^{\circ}\text{C}$ 预热温度的条件下, 在 TC4 基板上制备 10 mm \times 10 mm \times 18 mm 的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金块体 (如图 2a 所示)。在成形过程中, EBM 控制系统获取二维切片信息, 控制电磁偏转电子束对 Ti-48Al-2Cr-2Nb 粉末进行局部扫描、熔化, 逐层堆积直至试样完成。本课题以蛇形方式进行扫描 (如图 2b 所示), 相邻层间旋转角度为 90 $^{\circ}$ 。本课题经过大量实验的基础上, 选取以下成形工艺参数: 电子束束流为 18 mA, 扫描速度为 1800 mm/s, 粉末层厚为 90 μm 。

1.3 氧化实验过程

根据《HB 5258-2000 标准》, 对 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金进行恒温氧化增重实验。利用电火花线切割技术制成 10 mm \times 10 mm \times 2 mm 的氧化试样, 表面磨至 2000# SiC 砂纸, 部分试样进行机械抛光至表面光亮,

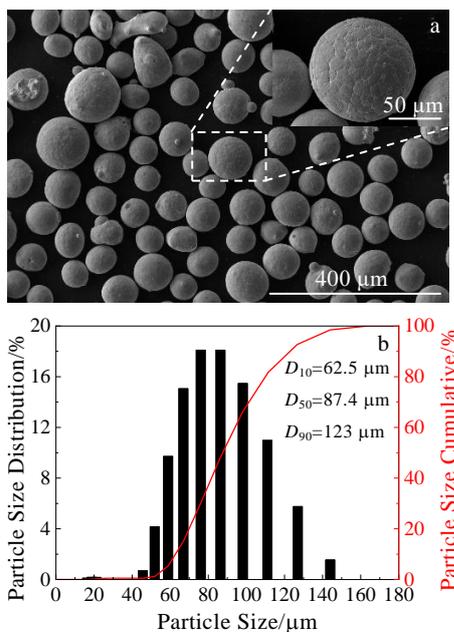


图 1 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金粉末形貌及粉末粒径分布

Fig.1 Morphology (a) and particle size distribution (b) of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy powder

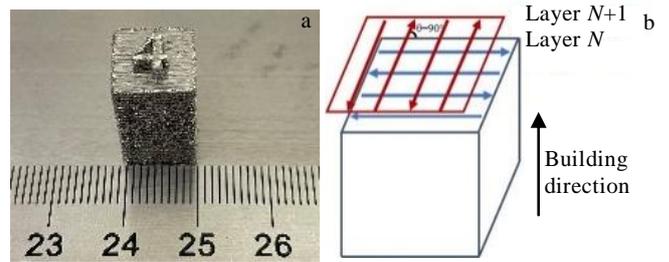


图 2 EBM 增材制造成形 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的沉积态试样及扫描策略

Fig.2 As-built sample (a) and scanning strategy diagram (b) of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy manufactured by EBM

置于无水乙醇中超声波清洗 15 min, 烘干, 利用游标卡尺测量并记录试样尺寸, 计算其表面积。将氧化试样放置于刚玉坩埚内, 在 KSL 1200X 型箱式电阻炉中进行 800 $^{\circ}\text{C}$ 、100 h 的恒温氧化处理, 到达指定时间依次取出称量并观察分析。

1.4 表征方法与设备

使用激光粒度仪 (Mastersizer 3000) 测量 Ti-48Al-2Cr-2Nb 粉末粒径分布。采用 X 射线衍射仪 (Bruker D8 Advance) 对 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金物相进行分析, 扫描速度 4 $^{\circ}/\text{min}$ 。用 kroll 试剂 (6 mL HNO_3 , 3 mL HF, 100 mL H_2O) 揭示其显微组织。采用光学显微镜 (Leica Dmi 5000M) 和扫描电子显微镜 (Nova nano SEM430) 观察 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金及高温氧化试样显微组织与形貌。观察氧化试样截面之前, 在其表面电镀镍镀层, 对氧化膜起保护作用, 再用酚醛热镶树脂镶嵌氧化试样。利用能谱仪 (EDS) 分析氧化膜的元素分布及含量。采用高温维氏硬度计 (HTV-PHS30) 进行高温硬度测试, 高纯氩气保护, 载荷为 2 kg。

2 结果与讨论

2.1 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金显微组织

如表 1 所示, Ti-48Al-2Cr-2Nb 原材料粉末及沉积态试样中 Al 含量分别为 33.0% 和 31.09% (质量分数, 下同), 而 Nb、Cr 化学成分变化不大。由此得出, Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金在 EBM 成形过程中出现 Al 烧损现象, Al 损失量为 1.71%。这是由于 EBM 成形过程处于高度真空环境下, 容易导致轻量元素 Al 的蒸发。图 3 的 X 射线衍射 (XRD) 结果表明, 原材料粉末及沉积态试样基体主要以 $\gamma(\text{TiAl})$ 相为主, 含有少量的 $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ 相。与原材料粉末相比, 采用 EBM 制备 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金沉积态试样中 γ 相衍射峰强度显著增大, 说明 γ 相含量增多, 而 α_2 相衍射峰强度未发

生明显的变化。

EBM 制备 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样显微组织如图 4 所示, 可以观察到试样截面微观结构表现为大晶团与小晶团层交替排列 (图 4a)。可以观察大晶团内片层沿固定方向生长, 其晶团尺寸约为 21.2 μm, 片层间距为 0.6 μm。在大晶团层的下方可以观察到一个过渡区, 该过渡区由较小的 γ 等轴晶团组成 (图 4b), 片层间距在 0.2~0.3 μm 范围内。与传统铸态 TiAl 合金相比^[15-17], Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金显微组织呈现出更细小的等轴晶, 无枝晶结构。Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金主要组成部分为 γ 等轴晶和少量 α₂/γ 双相态形成层状组织 (图 4c)。这归因于 EBM 逐层堆积过程的导热作用, 第 N 层材料在高温下进行循环热处理, 最终稳定于稍高于共析转变温度 (1150 °C) 的 α+γ 双相区, 获得了近 γ 组织。但近 γ 组织呈现出不均匀性, 这是因为 EBM 成形过程中部分温度场发生剧烈变化^[18]。Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金凝固路径主要决定于动力学

表 1 Ti-48Al-2Cr-2Nb 原材料粉末及沉积态试样的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-48Al-2Cr-2Nb raw material powder and as-built sample (wt%)

Chemical element	Al	Cr	Nb	Ti
Raw material powder	33.00	2.78	3.47	Bal.
As-built sample	31.09	2.80	3.27	Bal.

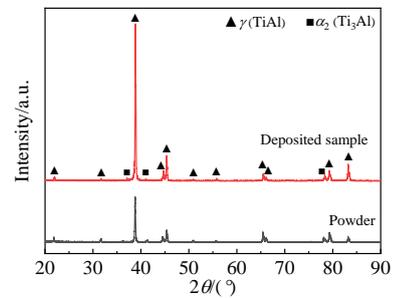


图 3 Ti-48Al-2Cr-2Nb 沉积态试样与原材料粉末的 XRD 图谱
Fig.3 XRD patterns of Ti-48Al-2Cr-2Nb deposited sample and raw material powder

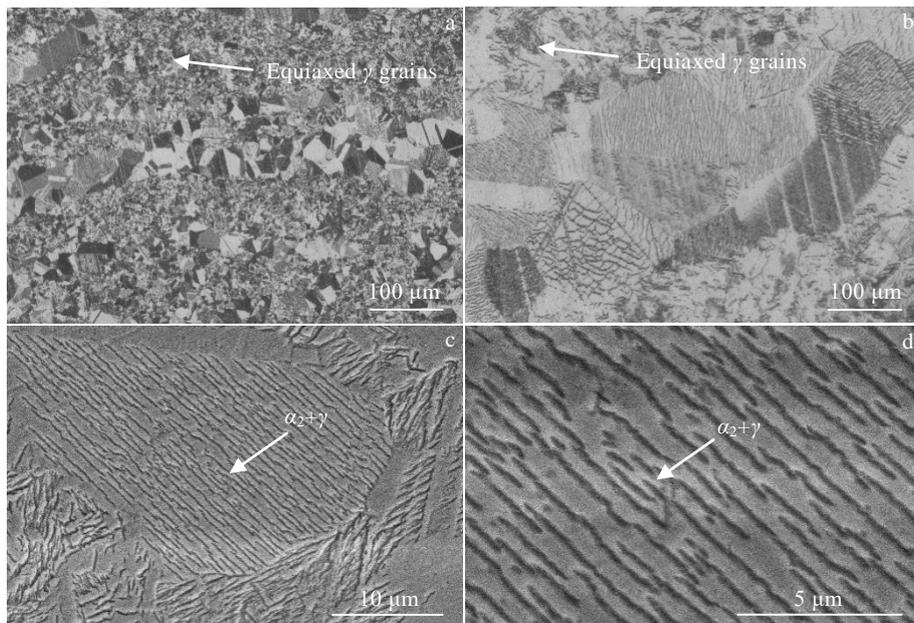


图 4 EBM 制备的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金显微组织

Fig.4 OM (a, b) and SEM (c, d) microstructures of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy manufactured by EBM

因素, 由于 EBM 熔池较小, 且具有快速冷却特性, 凝固过程中的相变过程往往脱离热力学平衡, 该合金的相变路径为: L→L+β→β→β+α→α→α+γ^[19]。在 β→β+α 转化, α 片晶从 β 相中析出, 随后 γ 片层在 α 片晶内析出。

2.2 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金高温氧化行为

2.2.1 氧化动力学

Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金在 800 °C 下恒温氧化不同时间后的氧化动力学曲线如图 5 所示。从图 5a 中可

以得出, Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金质量随氧化时间的增加而增重。相比于传统工艺制备 TiAl 合金^[20-21], 如图 5a 所示, Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金氧化 100 h 后质量变化较小, 为 0.6978 mg/cm²。Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金是扩散控制氧化层生长的抗氧化材料^[22], 在氧化初期质量变化速率较大, 而后增重速度逐渐趋于平缓。因此, Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的氧化动力学曲线大致可分为 2 个阶段: (1) 快速上升型 (0~25 h); (2) 缓慢上升型 (25~100 h)。对氧化增重曲线进行非线性拟合,

氧化曲线类型属于抛物线，由此可判断：Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的恒温氧化行为基本遵循抛物线规律。Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金在氧化过程中氧化反应速率常数 K_p 是反映氧化规律的重要参数，金属氧化增量 ΔW 和氧化时间 $t^{[23]}$ 满足关系式：

$$(\Delta W)^2 = K_p t \quad (1)$$

式中， ΔW 为单位面积的增重， K_p 为氧化反应速率常数， t 为氧化时间。由式(1)计算得，Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样在 800 °C 下氧化 100 h 的氧化速率常数 K_p 为 $4.9 \times 10^{-3} \text{ mg}^2 \text{ cm}^{-4} \text{ h}^{-1}$ 。与传统工艺制造 TiAl 合金相比^[20-21]，如图 5b 所示，EBM 增材制造 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金具有较低 K_p 值，表现出较慢的氧化动力学过程，因而具有较强的抗氧化能力。

2.2.2 氧化膜表面和截面形貌及成分分析

图 6 所示为 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金在 800 °C 下恒温氧化 25、50、75、100 h 后的 XRD 图谱。可以看出，随着氧化时间的增加，TiAl 相逐渐减少，而 TiO_2 及 Al_2O_3 相逐渐增多。当氧化时间为 25 h 时，Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金表面主要由基体相 TiAl 及 Al_2O_3 组成，含有少量的 TiO_2 ，表明该合金表面发生一定程度的氧化反应。当氧化时间增加至 50 h 时， Al_2O_3 及 TiO_2 衍射峰强度增加，二者含量增多；基体相 TiAl 衍射峰强度降低，但仍大于 Al_2O_3 衍射峰强度，说明该合金表面局部被氧化膜所覆盖。当氧化时间进

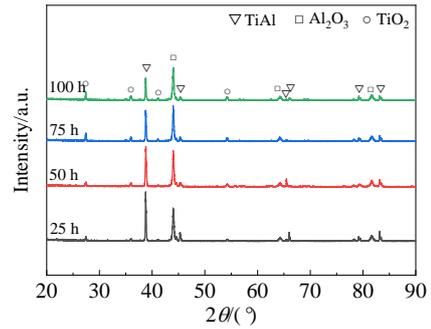


图 6 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金在 800 °C 下恒温氧化 25、50、75、100 h 后的 XRD 图谱

Fig.6 XRD patterns of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy after isothermal oxidation at 800 °C for 25, 50, 75, 100 h

一步增加至 75 h 时，氧化膜表面 Al_2O_3 和 TiO_2 衍射峰强逐渐增大，且检测出 Al_2O_3 衍射峰强度超过基体相 TiAl，表面已全部被氧化膜覆盖。当氧化时间达到 100 h 时，表面进一步氧化，氧化膜更致密，TiAl 相衍射峰强度逐渐降低，而 Al_2O_3 衍射峰强度明显增加，其衍射峰强度明显高于 TiAl 相。

图 7 是 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金在 800 °C 条件下氧化 25、50、75、100 h 后的表面形貌。当氧化时间为 25 h (图 7a, 7b)，氧化膜表面形成云团状多孔疏松氧化层，其主要由细小的颗粒状 Al_2O_3 氧化物以及粗大的金红石型颗粒状 TiO_2 氧化物组成。其中， Al_2O_3 局部分布于合金表面， TiO_2 稀疏地分布于 Al_2O_3 氧化物表面。由于氧化时间较短，氧化膜没有发生明显的脱落现象。当氧化时间增加至 50 h (图 7c, 7d)， TiO_2 与 Al_2O_3 颗粒状数量随氧化时间的增加而增多并逐渐生长。部分 Al_2O_3 穿过 TiO_2 氧化表层生长出细长小条状及针状氧化物，以杂乱无序的松散状态分布于氧化表面。进一步氧化至 75 h (图 7e, 7f)，氧化物的总体数量显著增加，且观察发现 Al_2O_3 细长针状氧化物变粗，同时，部分 TiO_2 也生长为细条状氧化物，并覆盖于 Al_2O_3 氧化层表面。氧化进行到 100 h (图 7g, 7h)，氧化膜表面分布大量颗粒状及粗棒状氧化物，存在极少细长针状氧化物。

图 8 所示为 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金在 800 °C 下恒温氧化 25、50、75、100 h 后的截面形貌。从图中可以看出，Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金表面氧化膜与基体界面保持相对较好的结合状态，并没有出现脱离现象。观察不同时间的氧化膜组成部分 (图 8a~8d)，发现其氧化膜呈现出 3 个明显的分区。图 8a1~8d1 为沿图 8a~8d 中的箭头线扫描结果，发现 O 元素富集于氧化层，从氧化膜表面向基体扩散，Ti 元素在高温下向表

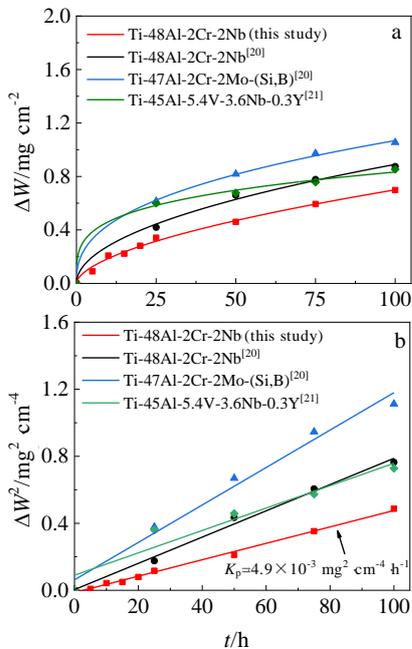


图 5 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金在 800 °C 下的恒温氧化动力学
Fig.5 Isothermal oxidation kinetics of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy at 800 °C^[20-21]: (a) mass gain-oxidation time curves; (b) parabolic oxidation rate (k_p)

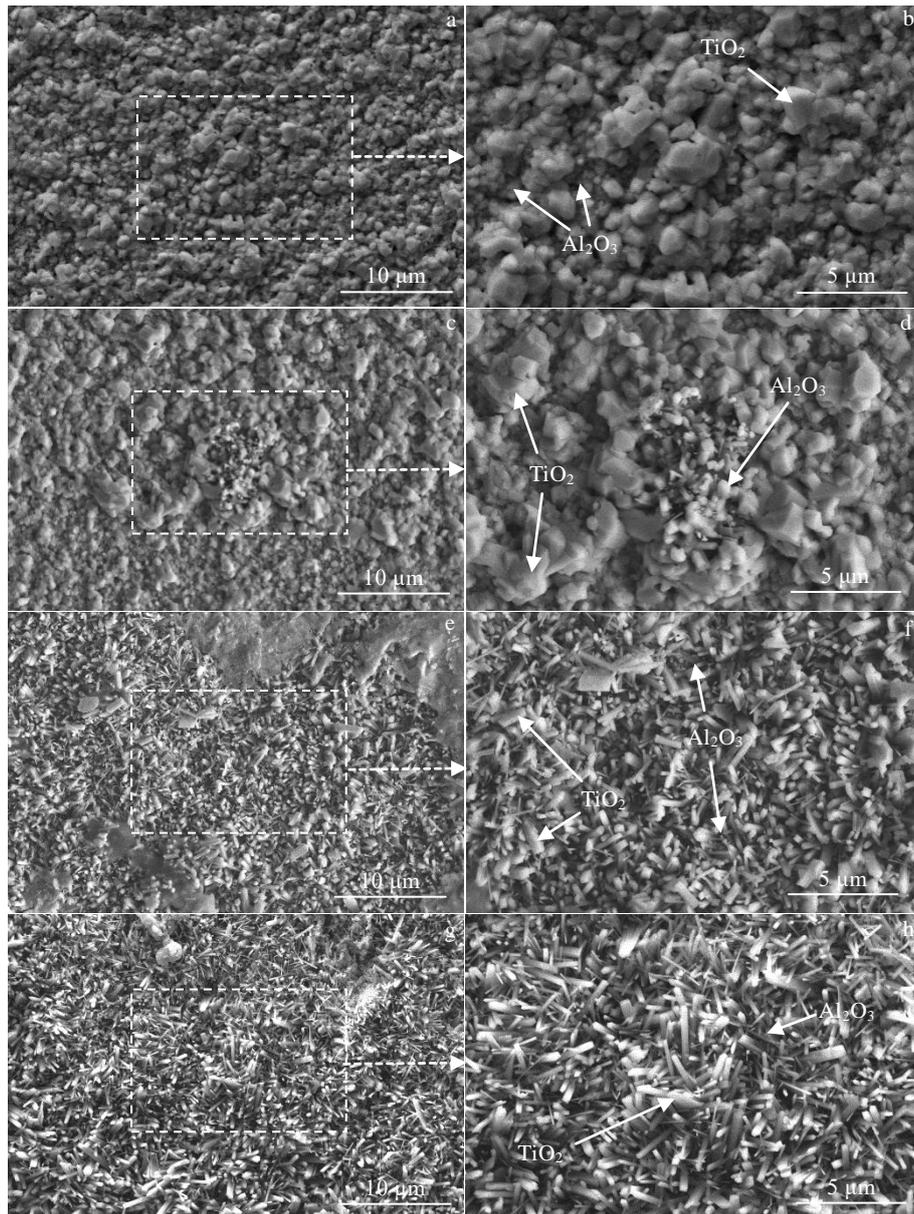


图 7 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金在 800 °C 氧化不同时间的氧化膜表面形貌

Fig.7 Surface morphologies of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy oxide films at 800 °C for different time: (a, b) 25 h, (c, d) 50 h, (e, f) 75 h, and (g, h) 100 h

面扩散较为快速,在氧化膜外部与 O 元素结合,形成了较为疏松的 TiO_2 氧化层; Al 元素向外扩散速率略低于 Ti 元素,同时, O 元素向内部扩散,在氧化膜中部二者发生反应,形成了致密且均匀的 Al_2O_3 氧化层; O 元素继续向基体扩散,在氧化膜内部同时与 Ti 元素、Al 元素进行反应形成 $\text{TiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ 混合氧化层,如图 9 所示。Rahmel 等^[24]也指出 Al 元素和 Ti 元素在较大温度范围内二者氧平衡分压基本相同,即 Al_2O_3 与 TiO 的热力学稳定性相当,但实际上 TiO 能快速氧化为 TiO_2 。因此, Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金在空气中氧化后,对基体起保护作用的是 $\text{TiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ 混合氧化膜。对于

$\text{TiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ 混合氧化层生长问题, Narayana^[25]指出,氧化过程中优先生成 Al_2O_3 氧化物,随着氧化时间的增加, TiO_2 氧化物的形成处于主导地位,最终形成 $\text{TiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ 混合氧化膜。在 800 °C 恒温氧化过程中,氧化膜及各个氧化层平均厚度均随氧化时间的增加而增大,如表 2 中所示。当氧化 25、50、75、100 h 后, Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金氧化膜平均厚度分别为 2.75、2.94、4.56、5.11 μm 。其中, Al_2O_3 氧化层厚度增长速度较快,说明氧化过程中 Al_2O_3 含量迅速增多,与 XRD 结果相符。

EBM 增材制造成形 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金具有

优异的抗氧化性能，主要原因于 EBM 成形过程中快速冷却特性，TiAl 沉积态试样获得 γ 等轴晶及 α_2/γ 片层晶团尺寸均小于传统工艺制备 TiAl 合金的晶粒尺寸^[15-17]，因而其单位面积内晶界数量远高于传统方法制备 TiAl 合金。氧化过程中，O 元素沿晶界向基体扩散过程中，O 原子快速扩散并优先形成了相对致密的 Al_2O_3 氧化层，有效阻碍该合金的进一步氧化。此外，EBM 成形态试样中 α_2 相含量少且尺寸小，张俊生等^[23]指出 α_2 相存在使得 O 原子更容易进入基体中。因此，传统工艺加工 TiAl 合金中 α_2 含量相对较多且尺寸大，导致 O 原子更容易扩散至基体，增大氧扩散

区，因此更容易被氧化。

2.3 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金高温硬度

图 10 所示为 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金显微硬度与温度之间的关系。Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金显微硬度随温度的升高发生小幅度下降。在 400 °C 以下随着温度的升高出现略微下降，硬度 ($HV_{2.0}$) 从 2682.18 ± 90.27 MPa 下降到 2216.66 ± 74.19 MPa；从 600 °C 升温至 800 °C，该合金显微硬度 ($HV_{2.0}$) 能稳定于 2200 MPa 以上；当温度升高至 900 °C 时，该合金显微硬度 ($HV_{2.0}$) 发生微小波动，显示为 2145.14 ± 102.77 MPa。当温度从室温升高至 900 °C，该合金显微硬度 ($HV_{2.0}$) 仅下

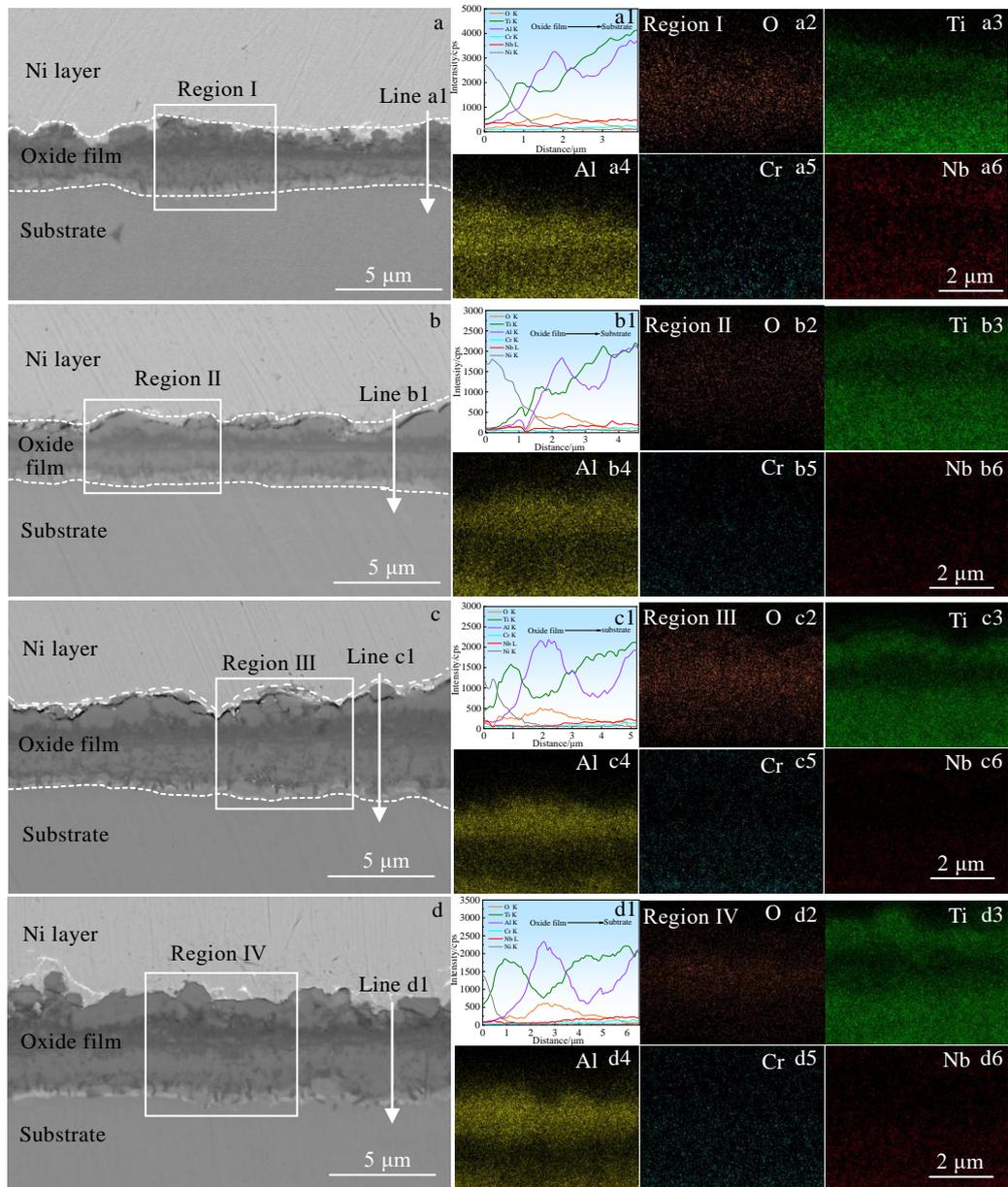


图 8 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金在 800 °C 氧化不同时间的氧化膜的截面形貌及 EDS 元素线扫描和面分布

Fig.8 Cross-sectional morphologies (a-d) of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy oxide films at 800 °C for different time: (a) 25 h, (b) 50 h, (c) 75 h, and (d) 100 h; EDS element line scanning along the arrow line a1-d1 marked in Fig.8a-8d (a1-d1); EDS element mappings of region I-IV marked in Fig.8a-8d (a2-a6, b2-b6, c2-c6, d2-d6)

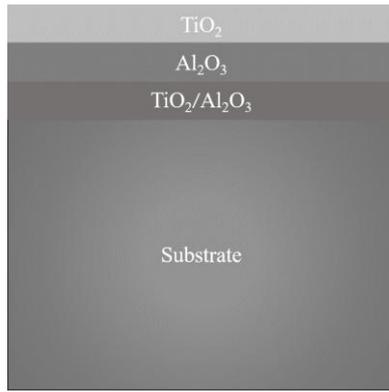


图 9 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金氧化膜各层示意图

Fig.9 Schematic diagram of oxide film and oxide layers of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy

表 2 氧化膜及各氧化层在不同氧化时间下的厚度

Table 2 Thickness of oxide films and oxide layers at different oxidation time (μm)

Time/h	Oxide film	TiO ₂ layer	Al ₂ O ₃ layer	TiO ₂ /Al ₂ O ₃ layer
25	2.75	0.90	0.36	1.53
50	2.94	0.91	0.60	1.57
75	4.56	1.14	1.07	2.33
100	5.11	1.20	1.33	2.43

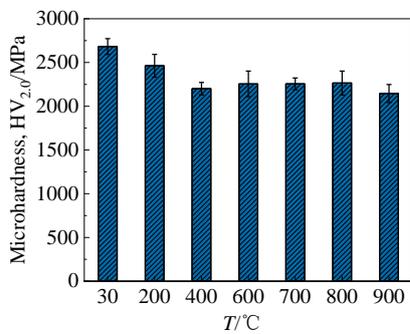


图 10 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金在不同温度下的显微硬度

Fig.10 Microhardness of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy at different temperatures

降约 537.04 MPa，其在高温服役温度段仍能够保持在 2100 MPa 以上，表现出良好的显微硬度。

3 结 论

1) 采用 EBM 增材制造技术制备的 Ti-48Al-2Nb-2Cr 合金相组成主要由 γ 相及少量 α_2 相组成，由于快速熔凝特性导致其显微组织显示出 γ 等轴晶和双相态组成的层状组织。

2) 在 800 °C 条件下恒温氧化 100 h，Ti-48Al-2Cr-

2Nb 合金恒温氧化行为基本遵循抛物线规律，氧化速率常数 $k_p=4.9 \times 10^{-3} \text{ mg}^2 \text{ cm}^{-4} \text{ h}^{-1}$ ，具有较为优异的抗氧化性能。

3) 经 800 °C 恒温氧化 100 h 后，Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金氧化膜由 TiO₂、Al₂O₃ 和 TiO₂/Al₂O₃ 混合氧化层组成，氧化膜及各氧化层厚度随着氧化时间的增加而增大；氧化膜表面形貌随氧化时间形成粗大金红石型颗粒状氧化物及细长针状氧化物。

4) Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金从室温升至 900 °C，显微硬度 (HV_{2.0}) 降低约 537.04 MPa，该合金在高温下能够保持良好的显微硬度值。

参考文献 References

[1] Wang Hu(王 虎), Peng Yun(彭 云), Zhao Lin(赵 琳) *et al.* *Surface Technology*(表面技术)[J], 2021, 50(1): 173

[2] Qin Renyao(秦仁耀), Zhang Guodong(张国栋), Li Neng(李能) *et al.* *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2021, 57(8): 115

[3] Biamino S, Penna A, Ackelid U *et al.* *Intermetallics*[J], 2011, 19(6): 776

[4] Löber L, Biamino S, Ackelid U *et al.* *22nd International Symposium*[C]. Austin: Solid Freeform Fabrication Proceedings, 2011: 547

[5] Dimiduk D M. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 263(2): 281

[6] Bewlay B, Nag S, Suzuki A *et al.* *Materials at High Temperatures*[J], 2016, 33(4-5): 549

[7] Todai M, Nakano T, Liu T Q *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2017, 13: 61

[8] Aguilar J, Schievenbusch A, Kätlitz O. *Intermetallics*[J], 2011, 19(6): 757

[9] Zhang Chen(张 琛), Yang Sen(杨 森), Yan Yinbiao(颜银标). *Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2017, 40(4): 126

[10] Schwerdtfeger J, Körner C. *Intermetallics*[J], 2014, 49(3): 29

[11] Yue Hangyu, Peng Hui, Li Ruifeng *et al.* *Advanced Engineering Materials*[J], 2020, 22(8): 2 000 194

[12] Galati M, Rizza G, Salmi A *et al.* *Procedia CIRP*[J], 2021, 99: 336

[13] Murr L E, Gaytan S M, Ceylan A *et al.* *Acta Materialia*[J], 2010, 58(5): 1887

[14] Seifi M, Salem A A, Satko D P *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 729: 1118

[15] Wang Yan, Liu Yong, Yang Guangyu *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(2): 215

- [16] Ruirun C, Deshuang Z, Tengfei M *et al. Scientific Reports*[J], 2017, 7: 41 463
- [17] Youn S J, Kim Y K, Kim S W *et al. Intermetallics*[J], 2020, 124: 106 859
- [18] Chen Wei(陈 玮), Yang Yang(杨 洋), Liu Liangliang(刘亮亮) *et al. Aeronautical Manufacturing Technology(航空制造技术)*[J], 2017, 60(1-2): 37
- [19] Yang Guangyu, Jia Wenpeng, Zhao Pei *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2016, 45(7): 1683
- [20] Kim D J, Seo D Y, Saari H *et al. Intermetallics*[J], 2011, 19(10): 1509
- [21] Pflumm R, Donchev A, Mayer S *et al. Intermetallics*[J], 2014, 53: 45
- [22] Appel H F, Paul J, Oehring M. *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology*[M]. Weinheim: Wiley-VCH, 2011
- [23] Zhang Junsheng(张俊生), Cheng Xu(程 序), Zhang Shuquan(张述泉) *et al. Chinese Journal of Lasers(中国激光)*[J], 2018, 45(4): 8
- [24] Rahmel A, Schütze M, Quadackers W J. *Materials and Corrosion*[J], 1995, 46(5): 271
- [25] Narayana P, Kim J H, Yun D W *et al. Intermetallics*[J], 2022, 141: 107 424

High Temperature Hardness and Oxidation Behavior of TiAl Alloy Fabricated by Electron Beam Selective Melting Additive

Tan Yulu^{1,2}, Zhang Yanmei¹, Lu Bingwen², Yan Xingchen², Li Yanhui², Dai Mingjiang², Liu Min²

(1. College of Materials and Energy, Guangdong University of Technology, Guangzhou 510006, China)

(2. The Key Lab of Guangdong for Modern Surface Engineering Technology, National Engineering Laboratory for Modern Materials Surface Engineering Technology, Institute of New Materials, Guangdong Academy of Sciences, Guangzhou 510651, China)

Abstract: TiAl alloy is a lightweight superalloy with broad application prospects in aerospace field. Electron beam selective melting (EBM) additive manufacturing technology is an effective way to prepare TiAl alloy with complex structure. However, there are few studies on high temperature properties of TiAl alloys. In this work, the microstructure, high-temperature hardness and high-temperature oxidation behavior of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy fabricated by electron beam selective melting additive were mainly studied. The results show that the Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy formed by EBM exhibits a unique layered structure composed of equiaxed γ grains and double phase regions. After isothermal oxidation at 800 °C for 100 h, this alloy shows a low oxidation rate constant, and the formed oxide film is mainly composed of TiO₂, Al₂O₃ and TiO₂/Al₂O₃ mixed alternating layers. The oxidation resistance is better than that of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy and other TiAl alloy prepared by traditional methods. In addition, this alloy has good high temperature hardness at below 900 °C, and the microhardness does not decrease significantly with the increase of temperature.

Key words: electron beam selective melting; isothermal oxidation; oxide film; high temperature hardness

Corresponding author: Lu Bingwen, Ph. D., Senior Engineer, The Key Lab of Guangdong for Modern Surface Engineering Technology, National Engineering Laboratory for Modern Materials Surface Engineering Technology, Institute of New Materials, Guangdong Academy of Sciences, Guangzhou 510651, P. R. China, Tel: 0086-20-61086351, E-mail: lubingwen@gdinm.com