

# 激光增材制造 Ti-48Al-2Nb-2Cr 金属间化合物氧化性能

张俊生<sup>1,2</sup>, 程序<sup>1,2\*</sup>, 张述泉<sup>1,2</sup>, 吴宇<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>北京航空航天大学大型金属构件增材制造国家工程实验室, 北京 100191;

<sup>2</sup>北京航空航天大学材料科学与工程学院, 北京 100191

**摘要** 研究了激光增材制造 Ti-48Al-2Nb-2Cr 金属间化合物在 850 °C 温度时的氧化增重和组织变化, 分析了铸态和激光沉积态试样氧化行为的区别, 并揭示了其氧化机理。结果表明, 当氧化时间相同时, 沉积态试样的氧化增重速率明显小于铸态的。经 60 h 氧化后, 铸态试样氧化膜和基体完全剥离, 而沉积态试样氧化膜与基体局部结合较好。沉积态和铸态试样表面的氧化膜组成不同, 前者为 TiO<sub>2</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/基体, 后者为 TiO<sub>2</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiO<sub>2</sub>+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/基体。

**关键词** 激光技术; 激光增材制造; 氧化膜; 等温氧化; TiO<sub>2</sub>; Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

中图分类号 TG113.2

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.0402002

## Oxidation Performance of Ti-48Al-2Nb-2Cr Intermetallic Compounds Prepared by Laser Additive Manufacturing

Zhang Junsheng<sup>1,2</sup>, Cheng Xu<sup>1,2</sup>, Zhang Shuquan<sup>1,2</sup>, Wu Yu<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>National Engineering Laboratory of Additive Manufacturing for Large Metallic Components, Beihang University, Beijing 100191, China;

<sup>2</sup>School of Material Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China

**Abstract** The microstructure change and oxidation weight increase of Ti-48Al-2Nb-2Cr intermetallic compounds prepared by laser additive manufacturing at the temperature of 850 °C are studied, the difference of oxidation behavior between the as-deposited and the as-casted specimens is analyzed, and their oxidation mechanisms are disclosed. The results show that, when the oxidation time is same, the oxidation weight increase rate of the as-deposited specimen is obviously smaller than that of the as-casted specimen. After oxidation of 60 h, the oxidation layer of the as-casted specimen is completely delaminated from the alloy matrix, while the oxidation layer of the as-deposited specimen is well combined locally with the matrix. The compositions of oxidation films of the as-deposited and those of as-casted specimens are different, the former is TiO<sub>2</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/matrix and the latter is TiO<sub>2</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiO<sub>2</sub>+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/matrix.

**Key words** laser technique; laser additive manufacturing; oxidation film; isothermal oxidation; TiO<sub>2</sub>; Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

**OCIS codes** 140.3390; 350.3390; 160.3900

## 1 引 言

钛铝(TiAl)金属间化合物具有高比强度、优异的蠕变性能以及良好的高温抗氧化性能, 已经成为未来最具发展潜力的结构材料之一, 目前主要被应

用于航空发动机压气机叶片、发动机转子及汽车排气阀等方面<sup>[1-7]</sup>。TiAl 金属间化合物的使用温度主要集中在 600~750 °C, 当使用温度高于 800 °C 时, TiAl 合金表面会出现明显的氧化<sup>[8]</sup>, 因此通过提高 TiAl 合金的高温抗氧化性能可提高其工作温度。

收稿日期: 2017-10-09; 收到修改稿日期: 2017-11-05

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB1100401)、青年人才托举计划、博士后创新人才支持计划(BX201600010)

作者简介: 张俊生(1991—), 男, 硕士研究生, 主要从事激光材料加工制造方面的研究。

E-mail: zjs15910257796@163.com

\* 通信联系人。E-mail: chengxu@buaa.edu.cn

TiAl 合金抗氧化性能主要受其化学成分和显微组织的影响<sup>[9-10]</sup>。Naveed 等<sup>[11]</sup>探讨了不同合金元素(Nb, V)对  $\beta/\gamma$ -TiAl 钛合金氧化性能的影响,结果表明,相比于含 V 的合金,含 Nb 的 TiAl 合金表现出更优异的抗氧化性能,氧化膜均为三氧化二铝( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )和二氧化钛( $\text{TiO}_2$ )的混合结构。Gil 等<sup>[12]</sup>研究了显微组织对 TiAl 金属合金氧化性能的影响,结果表明,加工工艺和后续热处理工艺是合金氧化行为的主要决定因素,这两个因素的不同会导致合金组织中析出相分布以及含量不同。此外,通过减小 TiAl 合金中片层的尺寸,可明显提高合金的抗氧化性能<sup>[13]</sup>。

基于计算机辅助设计(CAD)切片数据和逐层叠加的方式,激光增材制造技术在成型全密度、复杂大型零部件以及近净成形方面具有明显的优势,相对于传统工艺,该技术能大幅缩短制造周期,提高材料利用率,且获得的组织相对均匀和细小<sup>[14-18]</sup>。由于增材制造过程中合金经历快速升温及降温,其熔化、凝固行为发生改变,形成异于铸造组织的显微结构<sup>[19-22]</sup>,因此研究激光增材制造 TiAl 合金的抗氧化行为具有重要的参考价值。本文研究了激光增材制造 Ti-48Al-2Nb-2Cr 金属间化合物在 850 °C 时的氧化增重及组织变化,对其在 850 °C 条件下等温氧化不同时间的氧化行为进行了氧化增重曲线测试,观察其表面氧化膜,表征氧化膜横截面的化学成分分布,对比分析了铸态和激光沉积态试样氧化行为的区别,并揭示了其氧化机理。

## 2 实验方法

使用名义成分为 Ti-48Al-2Cr-2Nb(48%, 2%, 2%分别为对应组分所占的原子数分数)的钛铝合金棒材为原材料,采用真空氩气雾化技术制得平均直径约为 200  $\mu\text{m}$  的粉末,采用激光直接熔化沉积方法制备 TiAl 合金板材,以轧制纯钛板为基材,在北京航空航天大学大型金属构件增材制造国家工程实验室自主研发的“LMD-V 型激光直接制造系统”内制备 95 mm $\times$ 105 mm $\times$ 30 mm 的厚壁板材。为防止 TiAl 合金在激光增材制造过程中与氧气( $\text{O}_2$ )、氮气( $\text{N}_2$ )等反应,激光增材制造实验在充有高纯氩气的成型腔中完成, $\text{O}_2$  的质量分数小于  $1 \times 10^{-4}$ 。为预防试样因残余应力发生开裂,沉积结束后立刻进行 900 °C, 6 h 去应力退火。依据《HB 5258-2000 标准》,对沉积态 TiAl 合金板材以及铸造棒材进行恒温氧化增重实验。

利用电火花线切割技术,将激光增材制造(下文简称“沉积态”)及铸态 TiAl 合金制备成尺寸为 10 mm $\times$ 10 mm $\times$ 2 mm 的片状氧化试样。由于激光增材制造试样具有特殊的空间晶粒形态,为了减小取样方式对实验结果的影响,均采用图 1 所示的取样方式,其中 OX 为激光扫描方向,OZ 为沉积方向。

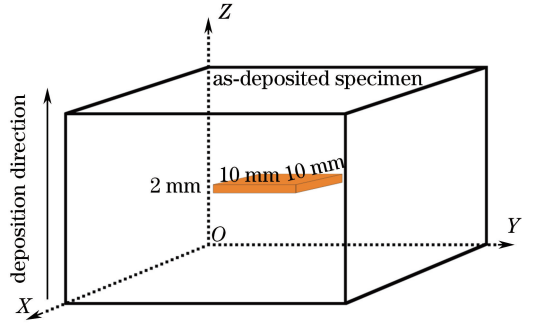


图 1 激光增材制造 TiAl 合金氧化试样的取样方式  
Fig. 1 Sampling mode of oxidation specimens in laser additive manufacturing of titanium aluminum alloys

试样表面经水磨砂纸打磨后,放入无水乙醇中超声波清洗 15 min。将试样用吹风机吹干后放进烘干箱内静置 1 h,利用螺旋测微仪测量并记录试样尺寸,计算其表面积。

实验采用瓷坩埚盛装氧化试样,氧化实验开始前将坩埚放入 850 °C 的炉内焙烧,12 h 后取出,冷却至室温,在干燥环境下静置 1 h 后称重,照此重复,直至相邻两次的称重差值不超过 0.02 mg,则认为坩埚已经达到恒重,记录其重量,放入干燥箱内备用。将氧化试样放入焙烧合格的坩埚内,在电子天平上进行配对称重,记录其原始重量  $m_0$ 。氧化实验在恒温静态空气下进行,所用设备为箱式电阻炉,待炉温上升到 850 °C 时,将试样连同对应的坩埚一起放入炉腔中央,关闭炉门。当炉温再次回升到实验温度时,记为实验开始时间。在 850 °C 温度下分别准备 5 组沉积态及铸态 TiAl 合金试样,每组三个试样,采用不连续氧化的实验方法,5 组试样在电阻炉中分别氧化 12, 24, 36, 48, 60 h 后取出,冷却至室温后,连同坩埚一同在电子天平上称重,记录其重量  $m_1$ 。分别计算出单位面积氧化增重,绘制两种材料在不同温度下的氧化动力学曲线。

利用日本电子公司生产的 JSM 6010 型扫描电子显微镜对试样氧化层表面形貌进行观察,观察氧化试样横截面之前,先用环氧树脂和固化剂将试样冷镶,以防在观察氧化膜横截面过程中对氧化层造

成破坏。利用能谱仪(EDS)分析合金元素在氧化层中的分布及含量。同时采用日本理学公司 D/MAX-2500 型旋转阳极自动 X 射线衍射仪对氧化增重实验前后的沉积态和铸态 TiAl 合金试样的相组成进行检测。

### 3 实验结果

#### 3.1 显微组织和氧化膜表面形貌

沉积态和铸态的 TiAl 合金组织形貌如图 2 所示。从图 2(a)和图 2(b)中可以看出,两者均表现为等轴片层团组织,且沉积态片层团尺寸(242  $\mu\text{m}$ )明显小于铸态尺寸(668  $\mu\text{m}$ )。片层团内是由  $\alpha_2/\gamma$  交

替排列的片状组织,如图 2(c)和图 2(d)所示,沉积态和铸态试样中  $\alpha_2 + \gamma$  片层尺寸也存在明显差异,沉积态  $\alpha_2 + \gamma$  片层平均尺寸为 1.1  $\mu\text{m}$ ,而铸态  $\alpha_2 + \gamma$  片层平均尺寸为 2  $\mu\text{m}$ 。同时,相比于铸态,沉积态中  $\alpha_2$  和  $\gamma$  片层宽度更加均匀,且  $\alpha_2$  相较少。

图 3 所示为沉积态和铸态合金等温氧化 60 h 后试样的表面形貌。可以看出,两者的氧化表面均由大小不一的颗粒状物构成。随着氧化时间的增加,颗粒物逐渐长大,氧化膜优先在大颗粒物位置处破裂。其中铸态试样表面颗粒较沉积态粗大,且局部存在明显孔洞,氧化膜发生破碎,而沉积态试样没有观察到孔洞和氧化膜破碎,说明沉积态氧化膜更加致密。

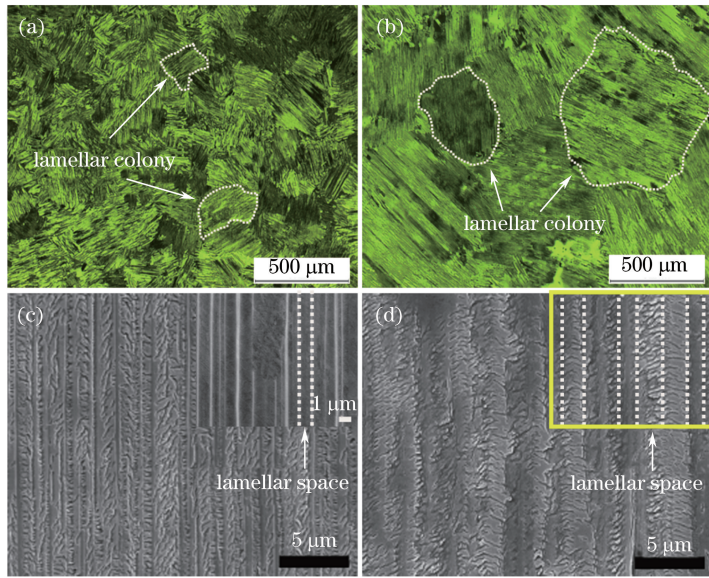


图 2 TiAl 合金的片层图。(a)沉积态片层团组织;(b)铸态片层团组织;(c)沉积态片层团内部;(d)铸态片层团内部  
Fig. 2 Lamellar map of TiAl alloy. (a) As-deposited lamellar colony; (b) as-casted lamellar colony; (c) inside of as-deposited lamellar colony; (d) inside of as-casted lamellar colony

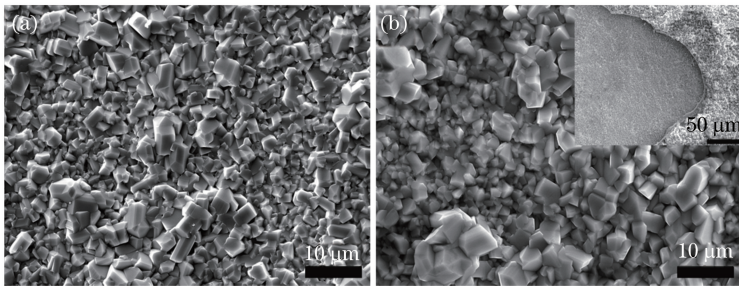


图 3 850  $^{\circ}\text{C}$  下等温氧化 60 h 后氧化物的表面形貌。(a)沉积态样品;(b)铸态样品  
Fig. 3 Surface morphology of oxide after isothermal oxidation of 60 h at 850  $^{\circ}\text{C}$ . (a) As-deposited specimen; (b) as-casted specimen

#### 3.2 氧化增重曲线测试

沉积态和铸态在 850  $^{\circ}\text{C}$  下等温氧化 12, 24, 36, 48, 60 h 后的氧化动力学曲线如图 4 所示。可以看出,合金重量随氧化时间的增加而增大,当氧化时间

相同时,沉积态试样的氧化增重小于铸态试样的,当氧化 60 h 后,沉积态和铸态分别增重 11.18  $\text{g}\cdot\text{m}^{-2}$  和 12.54  $\text{g}\cdot\text{m}^{-2}$ 。沉积态试样氧化 0~24 h,氧化增重速率较小,氧化 24~60 h,氧化增重速率较大;而



铸态氧化 0~24 h,氧化增重速率较大,氧化 24~60 h,氧化增重速率减小。研究表明,金属氧化增重  $\Delta M$  和氧化时间  $t$ <sup>[23-24]</sup> 满足关系式

$$(\Delta M)^x = K_x t, \quad (1)$$

式中  $x$  为幂指数,  $K_x$  为氧化反应速率常数。对(1)式两边同时取对数,整理可得

$$\ln(\Delta M) = \frac{1}{x} \ln(K_x) + \frac{1}{x} \ln(t). \quad (2)$$

根据(2)式可画出图 4(b)所示曲线,可以看出,沉积态表现出初始低速氧化,中期快速氧化,后期缓

慢氧化的规律,而铸态试样则表现出初始快速氧化,中期以及后期慢速氧化的规律。氧化速率指数  $x$  在沉积态试样中表现出先大后小的趋势,而在铸态试样中则表现出先小后大的趋势。因此,分别对 0~24 h 和 24~48 h 时间段进行分段线性拟合,得到沉积态试样氧化速率指数分别为 2.32 和 1.03,铸态试样氧化速率指数分别为 1.20 和 3.12。相同氧化时间内氧化速率指数不同,说明在氧化过程中,影响两者氧化的因素不同。

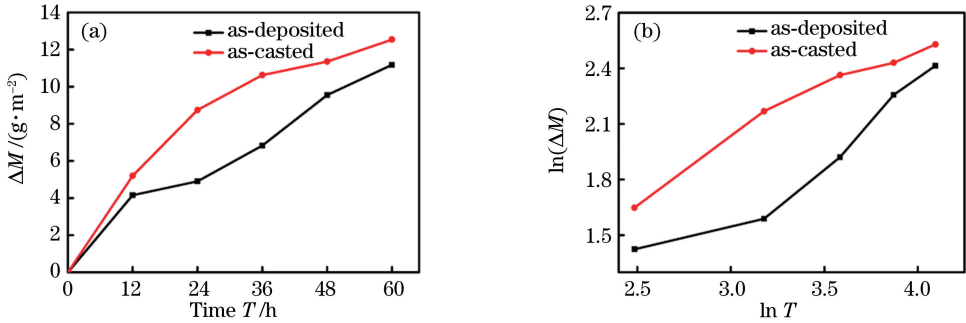


图 4 沉积态和铸态样品在 850 °C 下的氧化动力学曲线。(a)取对数前的金属氧化增重;(b)取对数后的金属氧化增重  
Fig. 4 Oxidation dynamic curves of as-deposited and as-casted specimens at 850 °C. (a) Metal oxidation weight increase before logarithm transformation; (b) metal oxidation weight increase after logarithm transformation

### 3.3 氧化膜表面化学成分和截面 EDS 分析

图 5 所示为铸态和沉积态在 850 °C 下等温氧化 12,36,60 h 后的 X 射线衍射 (XRD) 结果。图 5(a) 表明,当氧化时间为 12 h 时,铸态试样表面主要由

基体相  $\text{Ti}_3\text{Al}$  和  $\text{TiAl}$  以及  $\text{TiO}_2$  和  $\text{Al}_2\text{O}_3$  组成。当氧化时间达到 36 h,铸态试样表面  $\text{TiO}_2$  和  $\text{Al}_2\text{O}_3$  的衍射峰强度增大,试样明显氧化,且  $\text{TiO}_2$  较  $\text{TiAl}$  基体相衍射峰强度更强。当氧化时间增至

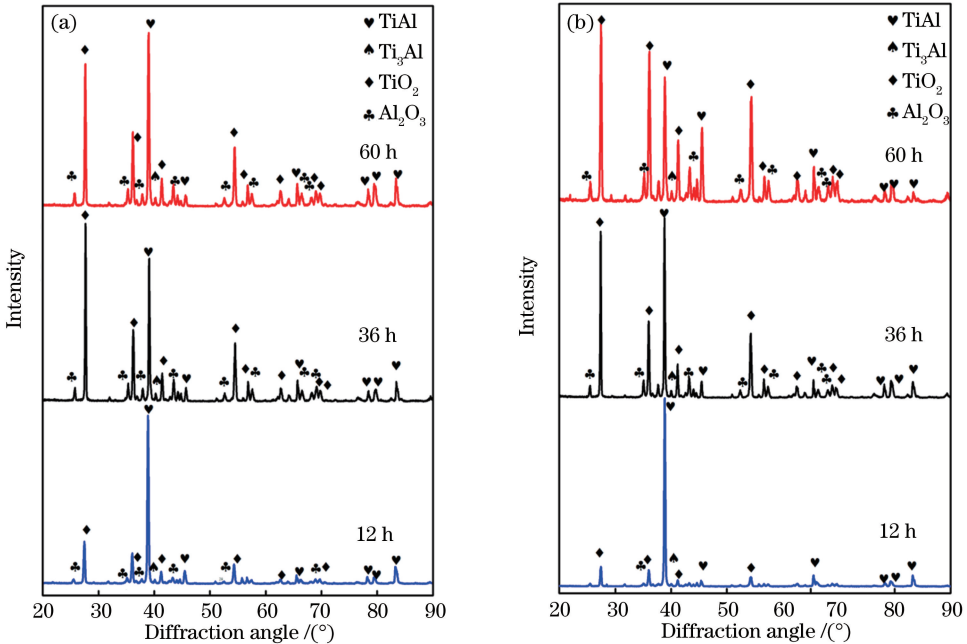


图 5 850 °C 下等温氧化 12,36,72 h 后的 XRD 结果。(a)铸态样品;(b)沉积态样品  
Fig. 5 XRD results after isothermal oxidation of 12, 36, 72 h at 850 °C. (a) As-casted specimen; (b) as-deposited specimen



60 h 时, 基体 TiAl 衍射峰强度增大, 同时出现相对反常的现象,  $\text{TiO}_2$  的衍射峰强度弱于  $\gamma$  基体相的衍射峰强度。图 5(b) 表明, 当沉积态试样氧化时间为 12 h 时, 氧化时间相对较短, 氧化膜较薄且疏松, 故 XRD 检测结果显示, 合金表面成分主要由 TiAl 合金的  $\text{Ti}_3\text{Al}$  和 TiAl 两相组成, 且有少量的  $\text{TiO}_2$  生成。当氧化时间增至 36 h 时, 沉积态试样表面的  $\text{TiO}_2$  和  $\text{Al}_2\text{O}_3$  的 XRD 峰强度增大, 表明  $\text{TiO}_2$  和  $\text{Al}_2\text{O}_3$  均大量出现, 且  $\text{TiO}_2$  含量多。当氧化时间增至 60 h, 沉积态氧化膜表面  $\text{TiO}_2$  含量明显增加, 其衍射峰强度已经超过  $\gamma$  基体相的。

当氧化时间为 12 h, 相比于铸态, 沉积态合金氧化表面仅仅检测到了  $\text{Ti}_3\text{Al}$ 、TiAl 以及  $\text{TiO}_2$ , 没有发现  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 。这可能是由于沉积态试样初始抗氧化能力相对优异, 几乎不发生氧化反应, 而铸态出现了一定程度的氧化反应, 氧化产物为  $\text{TiO}_2$  和  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 。当氧化时间为 36 h 时, 沉积态  $\text{TiO}_2$  的衍射峰强度小于 TiAl 基体的, 说明试样表面局部被氧化膜覆盖, 而铸态试样的  $\text{TiO}_2$  衍射峰强度已经大于  $\gamma$  基体相的衍射峰强度, 说明此时铸态相对于沉积态氧化更加严重, 其表面已全部被氧化膜覆盖。当氧化时间增至 60 h 时, 相对于铸态, 沉积态氧化膜致密性良好, 且厚度增大, 与基体的粘接相对较好。铸态氧化 60 h 之后却出现相对反常的现象,  $\text{TiO}_2$  的衍射峰强度弱于  $\gamma$  基体相的衍射峰强度, 导致这种现象的原因可能是氧化膜部分破裂或全部破裂, 基体部分裸露在表面。

图 6~8 分别为铸态和沉积态的氧化膜截面以及截面的 EDS 线扫描结果。由图 6(a) 可以看出, 铸态试样中氧化膜和基体完全处于脱离状态, 这种脱离主要与氧化物和基体膨胀系数不同而引发的热应力有关<sup>[25]</sup>。铸态表面氧化膜柱状颗粒物较大, 导致

氧化膜与基体之间的应力变大, 从而更加容易导致氧化膜剥离, 进而继续氧化<sup>[26-27]</sup>。由图 7 可以看出, 从氧化膜表面到基体表面, Ti 含量表现出先增大再减小, 后又显著增大并再次减小, 直至最后达到平衡的趋势, Al 含量则表现出先增大后减小再增大的趋势, 最后与基体 Al 含量水平相当。O 元素则和 Ti 有类似的趋势。但铸态基体表面 O 元素含量较大, 这种 O 元素含量的增大主要与氧化膜的不致密性以及出现裂纹有关, 从而导致氧气进一步扩散进入试样内部, 加剧氧化。因此, 对于铸态氧化膜, 氧化膜表面 Ti 含量急剧增大而 Al 含量较小, 说明最外层主要是  $\text{TiO}_2$ , 紧接着 Ti 含量急剧减小而 Al 含量急剧增大, 说明此时基体表面生成的氧化膜为  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , Ti 含量急剧增大到最大值后保持不变, 同时 Al 含量也增大到最大值后保持不变, O 含量也有一定的增大, 说明此时氧化膜为  $\text{TiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$  的混合结构。因此, 对于铸态氧化膜, 其结构为  $\text{TiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3/\text{基体}$ 。由图 6(b) 可以看出, 沉积态试样中氧化膜和基体界面局部保持相对较好的结合状态。从图 8 中可以看出, 从氧化膜表面到基体表面, Ti 元素含量呈现出先增大后减小再增大的趋势, Al 元素含量同样表现出先增大后减小再增大的趋势, 但是与 Ti 元素分布不同, 氧化膜表面几乎没有发现 Al 元素。O 元素含量则呈现出先增大后减小的趋势, 同时可以发现, 部分氧元素已经扩散进入基体内, 但含量相对较小。结合元素的分布可以推测, 氧化膜表面由于含有大量的 Ti 元素以及少量的 Al 元素, 其氧化产物主要为  $\text{TiO}_2$ , 随着离表层距离的增加, Ti 元素含量减小, Al 元素含量急剧增大, 说明此时氧化膜为  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 因此对于沉积态氧化膜, 其结构为  $\text{TiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{基体}$ , 如图 9 所示。

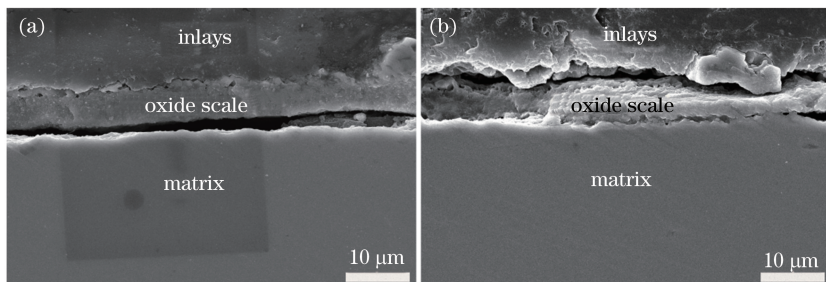


图 6 氧化膜截面的扫描图。(a) 铸态样品; (b) 沉积态样品

Fig. 6 Scan maps of cross section of oxidation film. (a) As-casted specimen; (b) as-deposited specimen

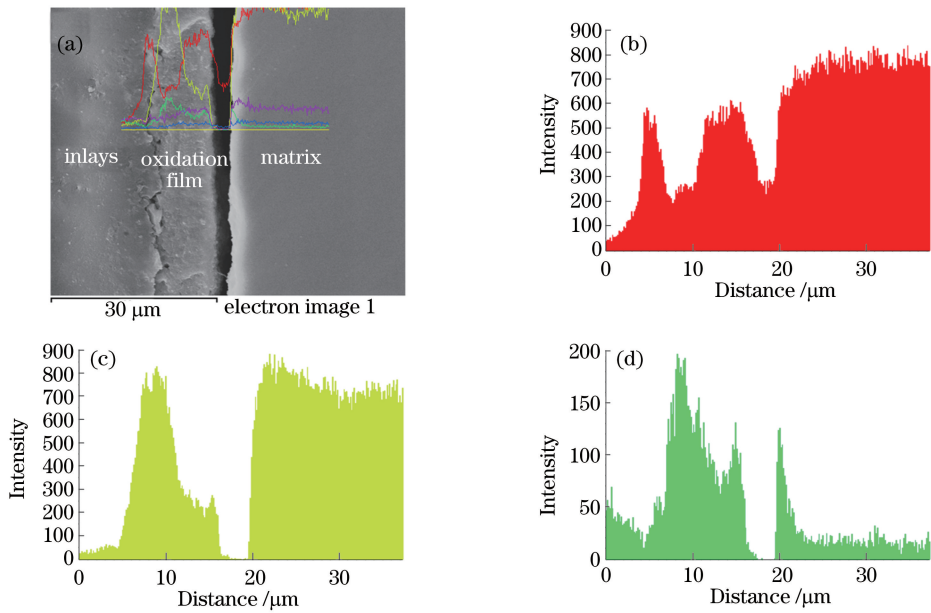


图 7 850 °C 下等温氧化 60 h 后铸态样品氧化膜截面的 EDS 线扫描结果。

(a) 氧化膜截面; (b) Ti 元素; (c) Al 元素; (d) O 元素

Fig. 7 EDS line scanning results of oxidation film of as-casted specimen after isothermal oxidation of 60 h at 850 °C .

(a) Cross-section of oxidation film; (b) Ti element; (c) Al element; (d) O element

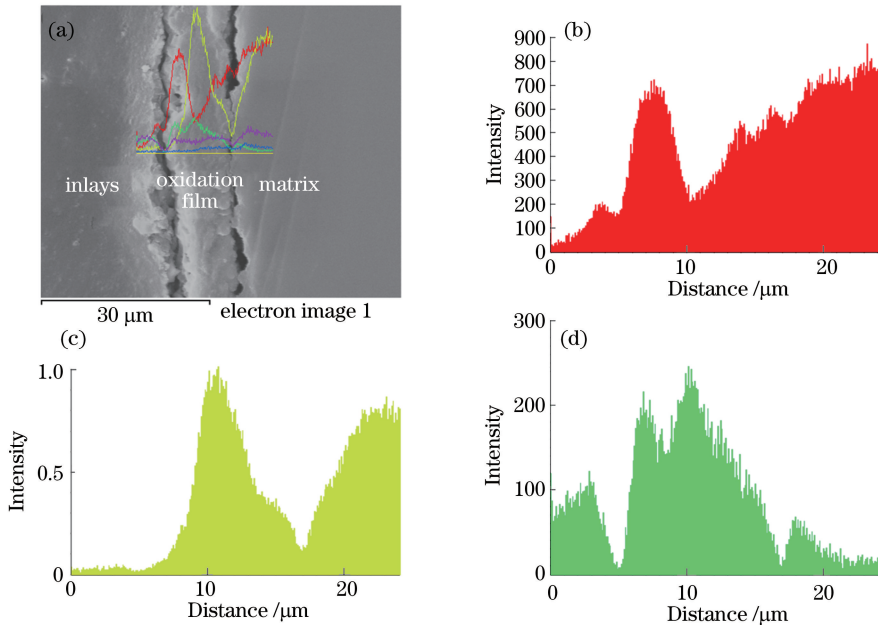


图 8 850 °C 下等温氧化 60 h 后沉积态样品氧化膜截面的 EDS 线扫描结果。

(a) 氧化膜截面; (b) Ti 元素; (c) Al 元素; (d) O 元素

Fig. 8 EDS line scanning results of oxidation film of as-deposited specimen after isothermal oxidation of 60 h at 850 °C .

(a) Cross-section of oxidation film; (b) Ti element; (c) Al element; (d) O element

沉积态试样和铸态试样不同的抗氧化性能主要是由其显微组织决定。沉积态组织的片层团以及内部  $\alpha_2$  和  $\gamma$  片层尺寸均小于铸造 TiAl 合金的,故单位体积内沉积态片层团晶界远多于铸造 TiAl 合金的。当氧气通过片层团晶界扩散进入基体中时,氧

原子快速扩散并形成了相对致密的氧化层,阻碍了合金的继续氧化。同时,沉积态试样中的  $\alpha_2$  含量较铸态小,对于以面心立方为基的超结构  $\gamma$  相和以密排六方为基的超结构  $\alpha_2$  相,其四面体和八面体间隙大小分别相同,但是  $\alpha_2$  四面体间隙和八面体间隙个

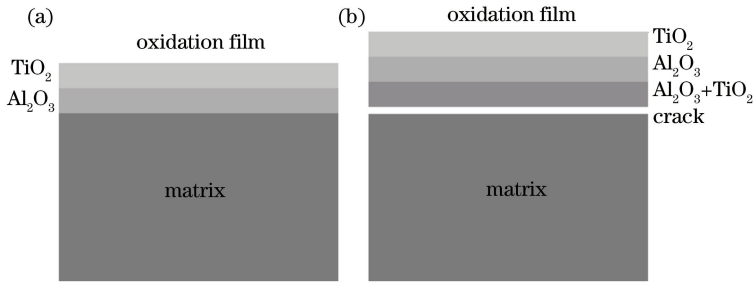


图 9 (a)沉积态和(b)铸态样品氧化膜的结构示意图

Fig. 9 Structural diagram of oxidation film. (a) As-deposited specimen; (b) as-casted specimen

数均多于  $\gamma$  四面体间隙和八面体间隙个数,相对于面心立方  $\gamma$  相,氧原子更容易由  $\alpha_2$  相进入基体中。由于铸态中含有相对较多且尺寸较大的  $\alpha_2$  相,氧原子更容易在铸态试样中扩散,从而氧扩散区增大,铸态样品更容易被氧化。

## 4 结 论

对激光增材制造 Ti-48Al-2Nb-2Cr 金属间化合物在 850 °C 时的氧化增重及组织变化进行了研究,对比分析了铸态和激光沉积态试样的氧化行为,得到以下结论。

1) 沉积态和铸态试样的氧化增重均随氧化时间的延长而增大。沉积态试样氧化 0~24 h,氧化增重速率较小,氧化 24~60 h,氧化增重速率较大,而铸态氧化 0~24 h,氧化增重速率较大,氧化 24~60 h,氧化增重速率变小。当氧化时间相同时,沉积态的氧化增重明显小于铸态的氧化增重。当氧化时间达到 60 h,沉积态和铸态分别增重  $11.18 \text{ g}\cdot\text{m}^{-2}$  和  $12.54 \text{ g}\cdot\text{m}^{-2}$ 。

2) 沉积态氧化膜和基体局部保持相对较好的结合状态,而铸态氧化膜和基体则完全处于脱离状态。相较于沉积态,氧气在铸态试样基体内部的扩散距离较远。同时两者氧化膜的组成结构也不同,对于沉积态,其氧化膜的结构为  $\text{TiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{基体}$ ,而对于铸态,其氧化膜的结构为  $\text{TiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3/\text{基体}$ 。

3) 沉积态试样的抗氧化性能优于铸态试样的,这是由于沉积态试样具有相对细小的片层团组织以及片层团内细小的( $\alpha_2 + \gamma$ )相。

## 参 考 文 献

[1] Kastenhuber M, Rashkova B, Clemens H, *et al.* Effect of microstructural instability on the creep resistance of an advanced intermetallic  $\gamma$ -TiAl based alloy[J]. *Intermetallics*, 2017, 80: 1-9.

[2] Clemens H, Mayer S. Intermetallic titanium aluminides in aerospace applications-processing, microstructure and properties[J]. *Materials at High Temperatures*, 2016, 33(4/5): 560-570.

[3] Gerling R, Bartels A, Clemens H, *et al.* Structural characterization and tensile properties of a high niobium containing gamma TiAl sheet obtained by powder metallurgical processing [J]. *Intermetallics*, 2004, 12(3): 275-280.

[4] Qu H P, Wang H M. Microstructure and mechanical properties of laser melting deposited  $\gamma$ -TiAl intermetallic alloys[J]. *Materials Science and Engineering*, 2007, 466(1/2): 187-194.

[5] Mahdipour M S, Kevorkov D, Jedrzejowski P, *et al.* Water droplet erosion mechanism of nearly fully-lamellar gamma TiAl alloy[J]. *Materials & Design*, 2016, 89: 1095-1106.

[6] Klein T, Schachermayer M, Mendez-Martin F, *et al.* Carbon distribution in multi-phase  $\gamma$ -TiAl based alloys and its influence on mechanical properties and phase formation[J]. *Acta Materialia*, 2015, 94: 205-213.

[7] Zhang Y Z, Huang C, Wu F Y, *et al.* Microstructure and mechanical properties of  $\gamma$ -TiAl fabricated by laser melting deposition[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2010, 37(10): 2684-2688.  
张永忠, 黄灿, 吴复尧, 等. 激光熔化沉积  $\gamma$ -TiAl 合金的组织及力学性能[J]. *中国激光*, 2010, 37(10): 2684-2688.

[8] Kim D, Seo D, Huang X, *et al.* Oxidation behaviour of gamma titanium aluminides with or without protective coatings[J]. *International Materials Reviews*, 2014, 59(6): 297-325.

[9] Jang Y D, Lee D B, Seo D Y. High temperature oxidation of thermomechanically treated Ti-47Al-2Cr-2Nb [J]. *Metals & Materials International*, 2002, 8(6): 503-506.

[10] Lee D B, Woo S W. High temperature oxidation of Ti-47%Al-1.7%W-3.7%Zr alloys[J]. *Intermetallics*, 2005, 13(2): 169-177.



- [11] Naveed M, Renteria A F, Weiss S. Role of alloying elements during thermocyclic oxidation of  $\beta/\gamma$ -TiAl alloys at high temperatures[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 691: 489-497.
- [12] Gil A, Hoven H, Wallura E, *et al.* The effect of microstructure on the oxidation behaviour of TiAl-based intermetallics [J]. *Corrosion Science*, 1993, 34(4): 615-630.
- [13] Wu Y, Hwang S K, Hagihara K, *et al.* Isothermal oxidation behavior of two-phase TiAl-Mn-Mo-C-Y alloys fabricated by different processes[J]. *Intermetallics*, 2006, 14(1): 9-23.
- [14] Ford S, Despeisse M. Additive manufacturing and sustainability: An exploratory study of the advantages and challenges[J]. *Journal of Cleaner Production*, 2016, 137: 1573-1587.
- [15] Frazier W E. Metal additive manufacturing: A review [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, 23(6): 1917-1928.
- [16] 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): 041101.
- [17] Xue L, Islam M U. Free-form laser consolidation for producing metallurgically sound and functional components[J]. *Journal of Laser Applications*, 2000, 12(4): 160-165.
- [18] Chen Y C, Zhang S Q, Tian X J, *et al.* Microstructure and mechanical properties of  $\gamma$ -TiAl fabricated by laser melting deposition [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2015, 42(3): 0303008.  
陈永城, 张述泉, 田象军, 等. 激光熔化沉积 4045 铝合金显微组织及显微硬度 [J]. *中国激光*, 2015, 42(3): 0303008.
- [19] Kothari K, Radhakrishnan R, Wereley N M. Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques[J]. *Progress in Aerospace Sciences*, 2012, 55(5): 1-16.
- [20] Sha W. The evolution of microstructure during the processing of gamma Ti-Al alloys[J]. *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, 2006, 58(9): 64-66.
- [21] Li W, Liu J, Zhou Y, *et al.* Effect of laser scanning speed on a Ti-45Al-2Cr-5Nb alloy processed by selective laser melting: Microstructure, phase and mechanical properties [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 688: 626-636.
- [22] Qu H P, Li P, Zhang S Q, *et al.* The effects of heat treatment on the microstructure and mechanical property of laser melting deposition  $\gamma$ -TiAl intermetallic alloys[J]. *Materials & Design*, 2010, 31(4): 2201-2210.
- [23] Zhao L L, Li G Y, Zhang L Q, *et al.* Influence of Y addition on the long time oxidation behaviors of high Nb containing TiAl alloys at 900 °C [J]. *Intermetallics*, 2010, 18(8): 1586-1596.
- [24] Terner M, Biamino S, Baudana G, *et al.* Initial oxidation behavior in air of TiAl-2Nb and TiAl-8Nb alloys produced by electron beam melting[J]. *Journal of Materials Engineering & Performance*, 2015, 24(10): 3982-3988.
- [25] Qu H L, Zhou L, Wei H R. Study on cyclic oxidation behavior of TiAl[J]. *Journal of Northeastern University (Natural Science)*, 2000, 21(4): 404-407.  
曲恒磊, 周廉, 魏海荣. TiAl 循环氧化行为研究 [J]. *东北大学学报(自然科学版)*, 2000, 21(4): 404-407.
- [26] Geetha M, Mudali U K, Gogia A K, *et al.* Influence of microstructure and alloying elements on corrosion behavior of Ti-13Nb-13Zr alloy[J]. *Corrosion Science*, 2004, 46(4): 877-892.
- [27] Liu J, Xue X Y, Yang J R, *et al.* Effect of microstructure on oxidation behavior of TiAl alloy [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2014, 43(12): 3031-3036.  
刘杰, 薛祥义, 杨劫人, 等. 组织结构对片层 TiAl 合金氧化行为影响 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2014, 43(12): 3031-3036.