

引文格式:金文杰,袁上钦,刘童,等.应力驱动连续纤维增强复合材料打印路径设计方法[J].航空制造技术,2024,67(19):102-110.

JIN Wenjie, YUAN Shangqin, LIU Tong, et al. Printing path design method for stress-driven continuous fiber reinforced composite[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(19): 102-110.

应力驱动连续纤维增强复合材料 打印路径设计方法*

金文杰^{1,2},袁上钦^{1,2},刘童³,李亚敏⁴,李琛阳⁴,朱继宏⁴

(1. 西北工业大学无人系统技术研究院,西安 710072;

2. 无人飞行器技术全国重点实验室,西安 710072;

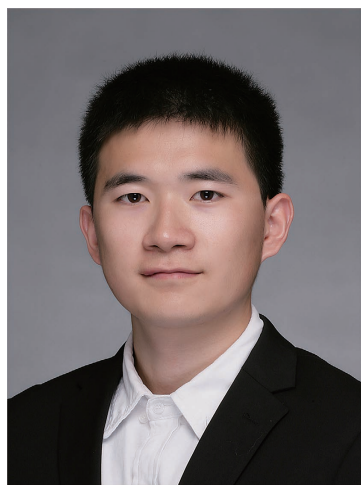
3. 香港理工大学,香港 999077;

4. 西北工业大学机电学院,西安 710072)

[摘要] 连续纤维增强复合材料的增材制造是一种新兴的原位成型技术,将此技术与数字化制造方法相结合,具有高效设计与快速制造的优势。为充分发挥其设计自由度,进一步实现复合材料结构轻量化的目标,提出一种基于波投影函数的应力驱动连续纤维填充的设计方法;根据承载结构应力场分布优化纤维的分布形态,并通过设定不同的填充密度以调控结构的承载性能。同时,采用模拟退火算法,生成具有最少间断与最短路径总长度的连续纤维轨迹。二维卫星舱板和三维无人机翼段的应用案例进一步体现了上述方法的适用性。此种复合材料结构的衍生式设计是典型的增材制造驱动方法,有望为未来复合材料结构的功能设计制造一体化提供理论和技术基础。

关键词:连续纤维;波投影法;路径规划;应力驱动;增材制造

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.19.102



金文杰

博士研究生,研究方向为复合材料结构与增材制造方法。

连续纤维增强复合材料(Continuous fiber reinforced composite, CFRC)具有出色的比强度、比刚度等力学性能,已在多个行业得到广泛应用。传统CFRC的加工工艺如模压成型、树脂转移成型(Resin transfer molding, RTM)等,需要借助预制模具并需要在热烘箱中进行固化^[1-3],因此其几何复杂度和结构设计自由度受到了很大的限制。同时在加工含多孔复合材料结构时,传统工艺涉及成型、装配、蚀刻和后处理等多个步骤,制造过程复杂耗时,成本较高^[4-5]。相较之下,增材制造技术作为一种自由成型制造工艺,不仅

能节省成本,还可提供更快速、更灵活的制造方式。因此,利用增材制造技术制备CFRC,能够充分发挥设计和制造的灵活性^[6-8]。

随着增材制造技术的不断进步,开发具有轻量化和先进功能性能的复合材料结构的需求愈发迫切,性能驱动设计逐渐成为一个新兴的研究领域^[9-12]。CFRC的轻量化设计需要充分利用增材制造技术中纤维的空间排列潜力。调控复合材料结构中纤维方向和纤维填充密度的工艺规划策略,对于从纤维微观性能到三维结构拓扑性能的驱动设计至关重要^[13],是传统成型或层压工艺无法实现的。

* 基金项目:国家自然科学基金面上项目(52375380)。

具有原位浸渍功能的熔融沉积成型(Fused deposition modeling, FDM)是一种简便的增材制造工艺,可用于制造具有数字化编程路径的CFRC,实现性能驱动的纤维排列设计^[14-15]。三维模型的路径规划通常涉及切片、路径填充设计及工艺参数匹配,除了适当的切片算法外,还可通过设计独特的填充形态以响应外部载荷^[16-17]。

在路径填充设计方面,通用的方法是通过填充区域内轮廓的等高线生成打印路径,以保证纤维/基体按照结构的几何特征分布。Le Duigou等^[18]的研究表明,通过控制每层的纤维体积含量和厚度可以实现对复合材料力学性能的调控。还有一些研究集中在平面填充区域的轮廓和内部填充模式上,Sugiyama等^[19]提出了一种新的连续纤维填充规划策略,通过改变连续纤维的局部体积比可以打印出具有可变刚度的CFRC结构。Pedersen^[20-21]的研究从理论方面证实了正交各向异性的复合材料可通过与主应力方向对齐而达到最佳的力学性能。Li等^[22]开发了利用孔洞和拓扑结构填充工程组件的多种路径规划方法。增材制造工艺虽然可以很好地用于制造具有不同填充模式的CFRC结构,然而目前尚缺乏对填充路径进行数字化调整的参数化设计策略。

针对高效路径规划方法的研究仍处于起步阶段,这使得通过增材制造工艺加工的CFRC结构仅能具备简单的几何形状,同时被限制在有限区域内^[23]。纤维路径的填充方法不仅影响结构的几何形状,而且决定了具有不同纤维取向的打印结构件的机械性能^[24-25]。目前,最常用的3D打印连续纤维复合材料结构的路径填充方法有格栅路径^[26]、ZigZag路径^[27]、希尔伯特曲线路径、螺旋曲线路径、轮廓等距路径和混合路径^[28]等,上述路径填充方法具有简单和

高适用性的特点。然而,CFRC的增材制造工艺在制造复杂的结构部件时需要连续且平滑的打印路径,避免纤维发生磨损、断裂等从而影响打印质量。

近期,有研究人员结合各向异性复合材料提出了一种以刚度为主导的结构拓扑优化框架。Wang等^[29]提出了一种应力矢量追踪算法,将固体正交各向异性材料惩罚法(Solid orthotropic material with penalization, SOMP)与拓扑优化方法相结合,创建了连续纤维的载荷依赖路径。Papapetrou^[30]和Fernandes^[31]等的研究发现,拓扑结构的SOMP方法和水平集方法可以进一步与流线提取、轮廓偏移和等间距等形态学方法相结合,这些平面上的两步顺序优化法可为复合材料增材制造工艺生成理想的纤维打印路径。上述路径规划方法主要实现了紧凑的填充线来构建拓扑结构,并应用单一矢量场来引导纤维对准和定向。然而,这些方法并不适用于周期性或非周期性的多孔填充路径规划,因此需要开发一种具有随形和可调形态、密度的自适应填充路径设计方法。

本文提出了一种基于应力场的连续纤维路径规划方法,使用波投影函数(Wave projection function, WPF)将应力场映射为填充模式层,局部纤维间距和纤维取向分别与应力大小和方向对应。然后从波投影函数

的峰值中提取出单个纤维轨迹,填充纤维路径的连接顺序建模为最小化纤维间断与路径总长度的旅行商(Traveling salesman problem, TSP)问题,生成连续打印路径并匹配合适的工艺参数,从而实现CFRC的逐层制造过程。

1 基于波投影的连续填充路径设计方法

在给定载荷条件下,通过有限元法提取主应力场,并利用相应的主应力场方向来控制纤维方向。采用局部纤维取向与局部应力主方向对齐,是一种提高CFRC增材制造结构力学性能的启发式策略。为获取各单元主应力方向并确定结构的传力路径,本文采用线弹性各向同性本构模型作为材料输入^[32],借助现有商用有限元分析软件获得平滑的主应力方向场,作为路径投影的初始输入。以经典米歇尔梁为例,在有限元分析软件中对设计域进行网格单元划分,添加相应的载荷和约束,获得各单元中心位置与全局坐标系下的应力分量(图1)。其中, F 为集中力; L 为梁的长度; H 为梁的高度。通过后处理可以计算结构主应力场 f ,提取得到拉伸为主的主应力场 f_1 和压缩为主的主应力场 f_2 。

1.1 基于波投影函数的应力路径生成法

在获得图1所示的方向场后,基

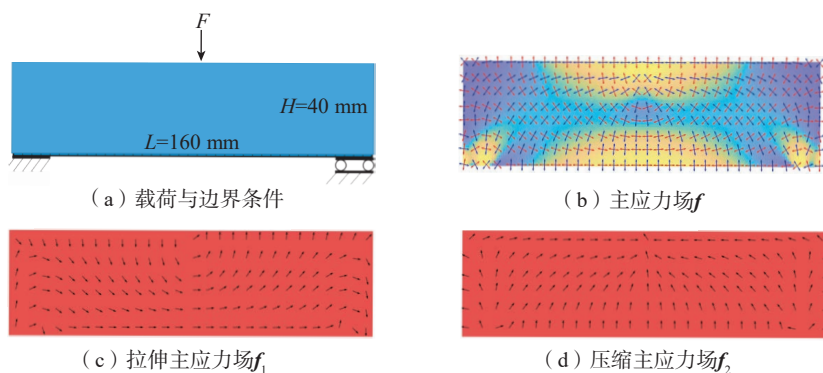


图1 基于有限元法的主应力场提取

Fig.1 Principal stress field extraction based on finite element method

于此计算来投影函数。投影纤维路径的图形周期阵列形式选用平面余弦函数,该映射纤维路径的周期阵列投影方法名为波投影法。引入波投影法旨在建立起方向场和相场(亦称标量场)的关系,从而对矢量场进行映射,并表示出纤维轨迹。周期性波传播的方向与其振动方向垂直,纤维束将沿着余弦波的峰谱线排列,波长表示纤维间的距离。因此,可以利用波函数的局部周期性和全局周期性分别控制纤维间距和填充密度。Rumpf等^[33]提出的综合算法揭示了相函数(亦称映射关系函数) $\Phi(\mathbf{r})$ 与空间变化方向向量场 $\mathbf{K}(\mathbf{r})$ 之间的关系。相函数 $\Phi(\mathbf{r})$ 可以表示为

$$\Phi(\mathbf{r}) = \mathbf{K}(\mathbf{r}) \cdot \mathbf{r} \quad (1)$$

$$\text{令 } \mathbf{r} = [x \ y]^T, \mathbf{K}(\mathbf{r}) = \begin{bmatrix} \frac{1}{2} & \frac{1}{2} \\ \frac{1}{2} & \frac{1}{2} \end{bmatrix}^T,$$

则由式(1)可知, $\Phi(\mathbf{r}) = \Phi(x, y) = \frac{1}{2}(x+y)$,向量场 $\mathbf{K}(\mathbf{r})$ 则为相函数 $\Phi(\mathbf{r})$ 的梯度,利用相函数可以构造波投影函数 $\Gamma(x, y)$,其解析式如式(2)所示。

$$\Gamma(x, y) = \frac{1}{2} + \frac{1}{2} \cos(2\pi\Phi(x, y)) \quad (2)$$

则波投影函数 $\Gamma(x, y)$ 顶峰区域的分布形式和相函数 $\Phi(x, y)$ 等值线的分布形式是一致的,并且波投影函数 $\Gamma(x, y)$ 的分布也可以投射梯度向量场 $\mathbf{K}(\mathbf{r})$ 。以余弦函数为基础构造的波投影函数可以作为填充图像模式来代表纤维,如图2所示。

为了得到可以映射设计域内主应力方向场的填充图案,波投影函数可以写作如下形式。

$$\Gamma(\mathbf{r}) = \frac{1}{2} + \frac{1}{2} \cos(P\mathbf{K}(\mathbf{r}) \cdot \mathbf{r}) \quad (3)$$

式中, $\mathbf{K}(\mathbf{r})$ 为波投影函数的传播方向向量场,与纤维的排布方向向量场 $\mathbf{f}(\mathbf{r})$ 互相垂直,二者的定义如下。

$$\mathbf{K}(\mathbf{r}) = [-\sin\theta(\mathbf{r}) \ \cos\theta(\mathbf{r})]^T \quad (4)$$

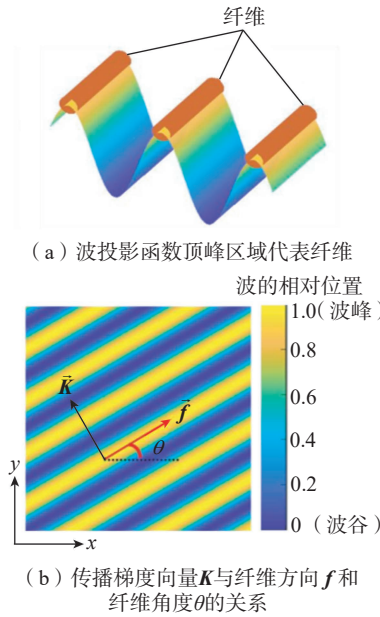


图2 基于余弦函数构造的波投影函数示意图

Fig.2 Schematic diagram of constructed wave projection function based on cosine function

$$\mathbf{f}(\mathbf{r}) = [\cos\theta(\mathbf{r}) \ \sin\theta(\mathbf{r})]^T \quad (5)$$

同时,定义周期函数为

$$P = \frac{2\pi}{d} \quad (6)$$

式中, P 为周期函数; d 为间距因子(Spacing factor, SF);在不同的角度 θ 和间距因子 d 下,波投影函数可以控制纤维间距和填充密度。

然而,当向量场 $\mathbf{K}(\mathbf{r})$ 随着空间变化时,式(3)不再适用。为了在设计域内得到符合给定主应力方向分布的填充模式,需要通过映射相函数 $\Phi(\mathbf{r})$ 来匹配空间变化的向量场 $\mathbf{K}(\mathbf{r})$,即

$$\nabla\Phi(\mathbf{r}) = \mathbf{K}(\mathbf{r}) \quad (7)$$

则波投影函数可以重写为

$$\Gamma(\mathbf{r}) = \frac{1}{2} + \frac{1}{2} \cos(P\nabla\Phi(\mathbf{r}) \cdot \mathbf{r}) \quad (8)$$

可以使用多种解析或数值方法来求解式(7),本文通过最小化二范数来获得最小二乘解。然而由于最小二乘效应, $\nabla\Phi(\mathbf{r})$ 与 $\mathbf{K}(\mathbf{r})$ 之间依然存在差异,这部分差异不可忽略,尤其是在高应力区域,将会降低

结构整体的承载性能。为了减少这方面的影响,引入带约束的最小二乘求解式,通过基于应力的排序函数对设计空间进行划分,利用惩罚放松的数学处理方法缓解由最小二乘解带来的图像方向与应力方向不匹配的问题,最终在高应力区域实现图像方向与应力方向对齐,其表达式如下。

$$\mathbf{S}(\mathbf{r}) = \begin{cases} 0 & \sigma(r_i) = \min\{\sigma(\mathbf{r})\}, i=1 \\ \frac{i-1}{N-1} & \sigma(r_{i-1}) \leq \sigma(r_i) \leq \sigma(r_{i+1}), 1 < i < N-1 \\ 1 & \sigma(r_N) = \max\{\sigma(\mathbf{r})\}, i=N \end{cases} \quad (9)$$

$$\Omega_u = \{\mathbf{r} \in \Omega \mid \mathbf{S}(\mathbf{r}) \geq 0.5\} \quad (10)$$

$$\Omega_r = \{\mathbf{r} \in \Omega \mid \mathbf{S}(\mathbf{r}) < 0.5\}$$

$$\begin{aligned} \min_{\Phi(\mathbf{r})} L(\Phi(\mathbf{r})) &= \int_{\Omega} \|\nabla\Phi(\mathbf{r}) - \mathbf{K}(\mathbf{r})\|^2 d\Omega \\ \text{s.t.} & \int_{\Omega_r} \|\nabla\Phi(\mathbf{r}) \cdot \mathbf{f}(\mathbf{r})\|^2 d\Omega = 0 \end{aligned} \quad (11)$$

式中, $\mathbf{S}(\mathbf{r})$ 为基于排序处理的应力场; Ω_u 和 Ω_r 为对应分类的子区域; N 为单元的总数量。

联合式(8)和(11)即可得到应力场波投影函数 $\Gamma(\mathbf{r})$,如图3所示。

1.2 连续路径生成方法

从纤维路径投影图像到打印路径生成还需要进一步的处理。在提取连续纤维路径轨迹的过程中,图像分割是很重要的一个步骤,基于图像二值化的阈值分割技术已经广泛应用于岩石显微结构图像识别等领域。阈值的选择通常有两种方法,一种是基于灰度直方图波谷的手动选择,另一种是传统的阈值自动选择技术,如Otsu方法、最大熵方法和模糊聚类方法^[34-36]。本文需要阈值过滤来实现二值化,考虑到波投影函数的简谐性,采取直接过滤是最有效的方法。通过阈值 T_r 来实现对波投影函数的二值化,即

$$\Gamma_r(\mathbf{r}) = \begin{cases} 1, & \text{if } \Gamma(\mathbf{r}) \geq T_r \\ 0, & \text{if } \Gamma(\mathbf{r}) < T_r \end{cases} \quad (12)$$

阈值 T_r 取为 0.85 (通常为 0.8~0.9), 波投影函数的二值化处理过程如图 4 所示。在对图像进行二值化处理得到二值投影函数 $T_r(\mathbf{r})$ 后, 可以得到沿主应力分布的带状图形, 每一个带状图形的骨架线(中轴线)是先前波投影函数波峰区域所代表的纤维轨迹。随后采用骨架线提取算法对二值投影函数进行骨架线提取, 得到纤维轨迹。

在实施具体打印时, 采取的策略是将两个主应力主导层进行交替打印。为获得连续的纤维路径以保证结构的力学性能, 需将两条不同填充路径的端点沿设计区域边界进行连接, 从而减少纤维连续打印断点的产生, 边界上的连接路径即为设计域的外轮廓。需要注意的是, 边界上的某一段可能会被多次打印。在这种情况下, 通过设置适当的路径偏移可以避免发生过度重叠。此时, 虽然可以通过上述方法来消除打印间断, 但是不同的打印路径顺序会产生不同的总长度。因此, 本文选择使用模拟退火算法进行求解, 该算法对打印总距离和连续打印路径迭代过程的优化如图 5 所示。最终优化生成的打印路径序列可以保证具有最短的路径总长度。

2 结果与讨论

2.1 试验材料与工艺参数

连续纤维选用型号为 HTA40-E15-1K 的碳纤维束, 1 束碳纤维中含 1000 根碳纤维(日本东邦公司); 基体和支撑材料分别为聚乳酸(PLA)丝材(深圳拓竹科技有限公司)和水溶性聚乙烯醇(PVA)丝材(珠海市三绿实业有限公司)。试验采用自主研发的多自由度机器人辅助增材制造系统, 采用图 6 所示的原位浸渍逐层熔融沉积成型工艺进行材料的制备, 喷嘴直径为 1.2 mm。

在执行打印的过程中, 连续纤维受到打印平台上已固化树脂与打印

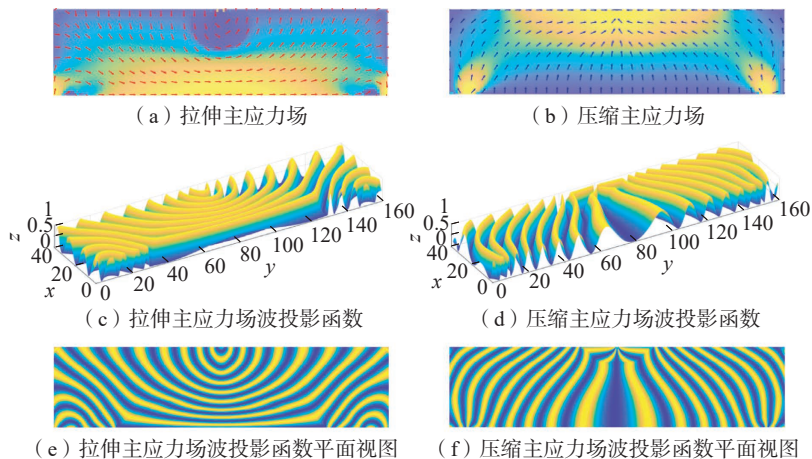


图 3 拉伸、压缩主应力场的波投影函数示意图
Fig.3 Schematic diagram of wave projection function for tensile and compressive principal stress field

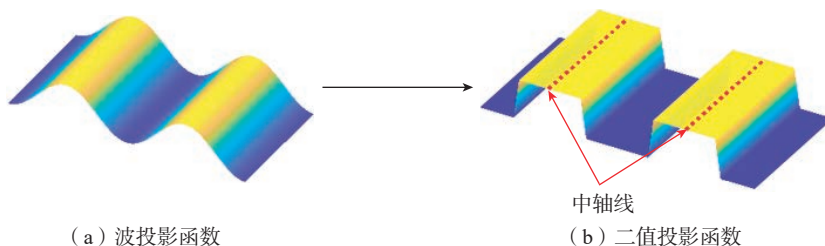


图 4 波投影函数二值化处理
Fig.4 Binarization processing of wave projection function

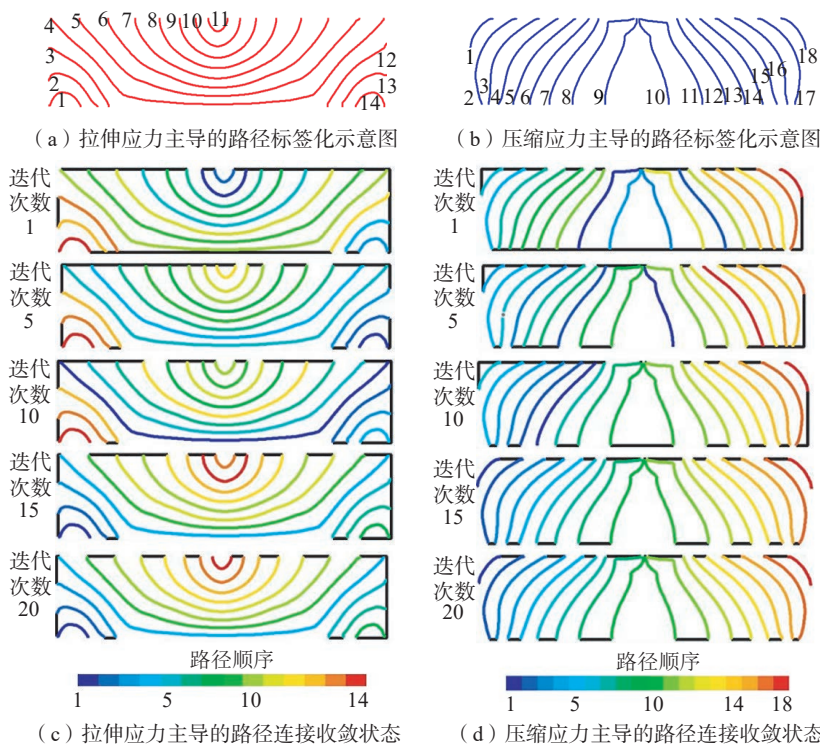


图 5 连续打印路径的迭代优化过程
Fig.5 Iterative optimization process of continuous printing path

喷嘴之间的拉力作用被挤出。当固化树脂与打印喷嘴之间的纤维张力方向与已固化纤维的方向不平行时,纤维从尚未完全固化的树脂中被拉出,导致偏离其原始路径。为保证打印过程中纤维轨迹的准确性,喷嘴经过含有转弯的路径时,需要降低喷嘴运动速度为树脂固化提供足够的时间。但降低全局打印速度会降低制造效率,因此,结合实际打印时喷嘴运动速度、路径偏转角处曲率对纤维

偏离路径的影响程度,通过计算生成路径的局部几何特征(路径中相邻两个方向向量/3个打印点之间的夹角)对工艺参数进行调整,使喷嘴运动速度 v_p 与路径局部偏转角 α 相匹配。偏转角范围与喷嘴运动速度的匹配规则如表 1 所示。

2.2 填充密度对承载性能的影响

在填充模式设计过程中,填充密度是影响复合材料结构力学性能的重要因素之一。波投影函数

$\Gamma(\mathbf{r})$ 的填充形态与周期函数 P 和向量场 $\mathbf{K}(\mathbf{r})$ 有关,应力驱动投影的填充策略能够基于间距因子 d 调控填充密度。间距系数是由设计者人为调整的设计变量,在具体路径填充设计过程中,可根据设计需求,考虑最小许用线间距、承载能力、填充质量等因素选择合适的间距因子 d ,从而获得最佳的轻量化结构。为探究填充密度对结构承载性能的影响,选取典型悬臂梁模型为研究对象。考虑纤维路径的最小许用线间距为 1.2 mm,分别设定间距因子 d 为 4,6,8,以调控悬臂梁设计区域内的路径填充密度(图 7)。CFRC 增材制造系统分别根

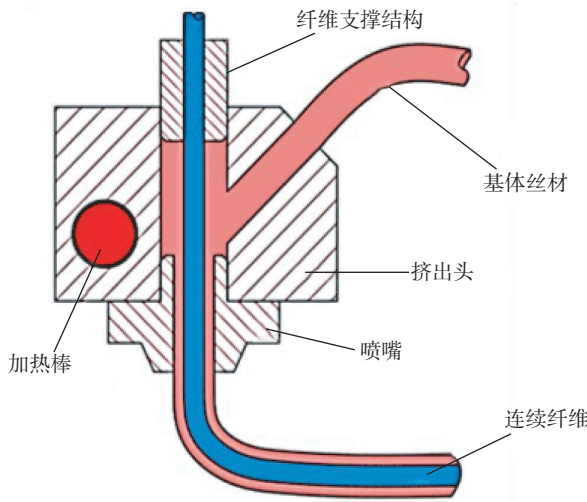


图 6 原位浸渍逐层熔融沉积成型工艺

Fig.6 Forming process of in-situ impregnation layer-by-layer fused deposition

表 1 偏转角范围与喷嘴运动速度的匹配规则
Table 1 Matching rules for deflection angle range and nozzle velocity

局部偏转角 $\alpha / (^\circ)$	喷嘴运动速度 $v_p / (\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$
$\alpha < 60$	10
$60 \leq \alpha < 90$	8
$90 \leq \alpha < 135$	5
$\alpha \geq 135$	3

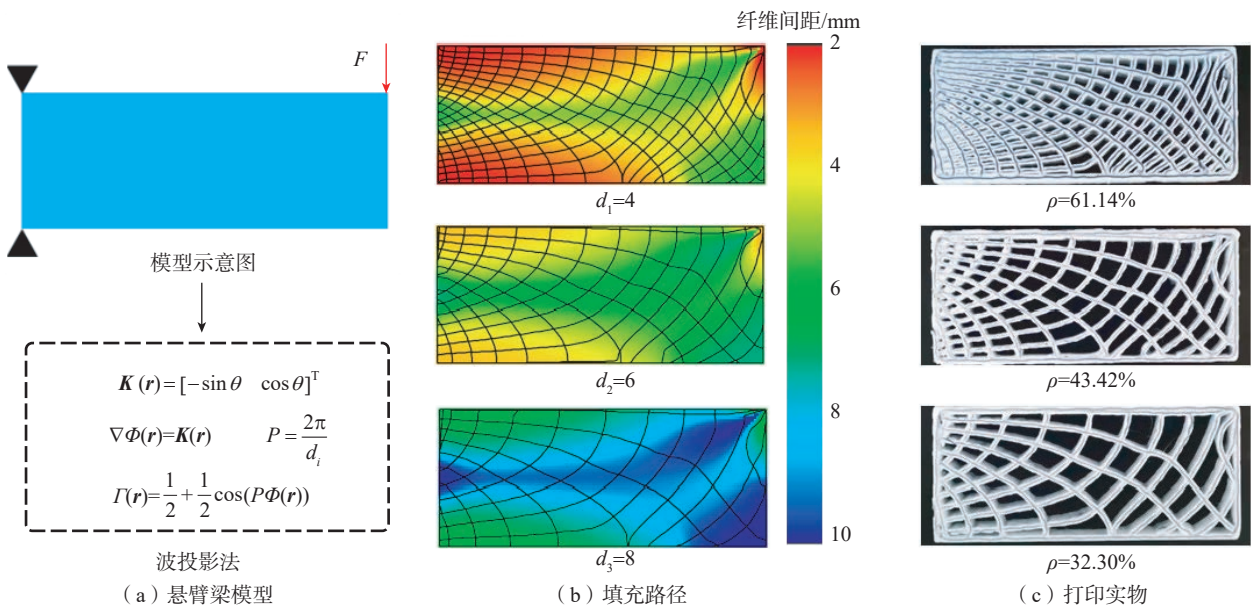


图 7 典型悬臂梁的填充设计与制造

Fig.7 Design and manufacturing of infill for typical cantilever beam

据 3 种设定的间距因子打印出 3 种不同填充率的悬臂梁填充结构。采用填充率 ρ (打印结构占设计空间的体积比例) 衡量基于波投影函数生成路径的填充密度, 具体定义如下。

$$\rho = \frac{w \cdot t \times \sum_{i=1}^n L_i}{V} \times 100\% \quad (13)$$

式中, w 为路径成型宽度; t 为打印层厚; n 为所有轨迹数; L_i 为第 i 个路径的长度; V 为设计空间的总体积。

可以看出, 3 种间距因子悬臂梁结构对应的填充率分别为 61.14%、43.42% 和 32.30%, 即随着间距因子的增大, 相邻纤维路径之间的距离增大, 结构的填充率相应减小。模拟图 7 (a) 所示的悬臂梁工况对 3 种不同填充率结构进行准静态加载试验, 试验结果以载荷-位移曲线表示, 如图 8 所示。在初始加载阶段, 3 条载荷-位移曲线斜率差别不大, 表明 3 种试件结构刚度相近, 这是因

为此时结构变形程度较小, 主要由试件的矩形轮廓结构承受外部载荷。随着竖向载荷的增加, 试件加载处变形逐渐增大, 此时由矩形轮廓结构与内部填充结构共同承受外部载荷, 设定不同的间距因子使得 3 种试件具有不同的填充密度, 因而试件结构刚度表现出较大的差异。同时, 由载荷-位移曲线可知, 随着填充密度的增大, 试件的承载极限逐渐增大。悬臂梁试件准静态加载试验表明, 应力驱动的波投影法可以通过设定不同的间距因子设计不同的填充密度(以填充率表示), 进而有效调控 CFRC 结构的承载性能。

2.3 二维应用案例

2.3.1 非均匀面外载荷卫星舱板

选取承受面外非均匀载荷的卫星舱板作为研究对象, 载荷分布在面板上的 4 个局部区域, 面板的四角为固定约束, 对面板进行加筋设计, 如图 9 所示。对非均匀面外载荷卫星舱板(图 9 (a)) 进行有限元分析, 提取其主应力场作为波投影法的输

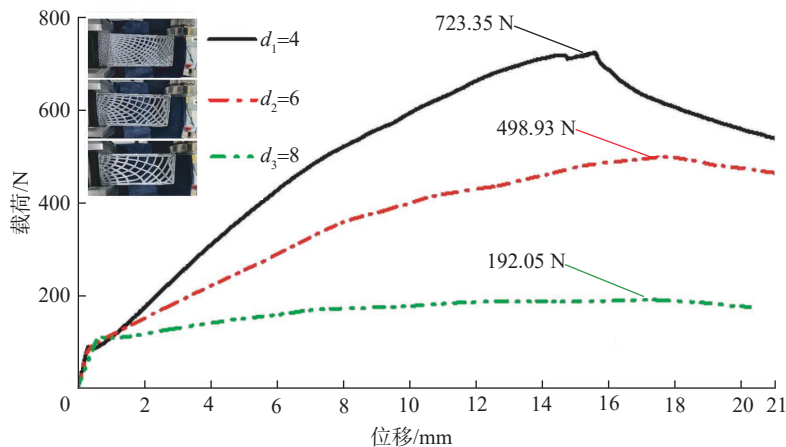


图 8 不同填充率悬臂梁的载荷-位移曲线

Fig.8 Force-displacement curves of cantilever beams with different filling rates

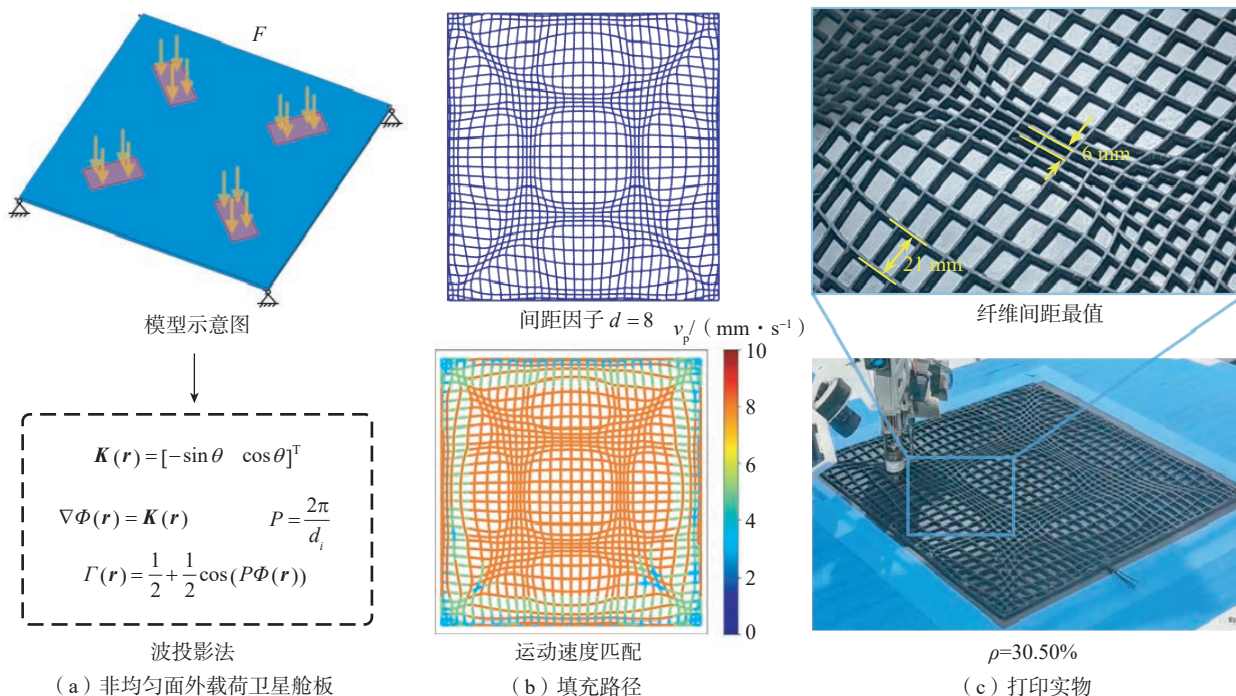


图 9 非均匀面外载荷的面板加筋设计与制造

Fig.9 Design and manufacturing of stiffened panel under non-uniform out-of-plane load

入,得到的波投影函数经过迹线提取、最小化迹线连接等步骤生成连续加筋填充路径。选取间距因子 d 为 8,匹配合适的工艺参数后作为连续 CFRC 增材制造系统的输入路径(图 9(b))。路径成型宽度为 1.2 mm,打印层厚度为 0.4 mm,加筋厚度为 4.8 mm,打印实物如图 9(c)所示。由式(13)计算得到加筋的填充率为 30.50%,最大和最小纤维间距分别为 21 mm 和 6 mm。这种面板加筋的拓扑填充结构,是应力驱动的复合材料结构设计制造一体化应用于平面结构的一次深入探索,满足了 CFRC 结构的定制化设计制造需求。

2.3.2 多载荷工况无人机翼段

选取具有典型曲面特征的多载荷工况无人机翼段结构作为研究对象,进行填充设计与制造(图 10)。该结构的工况为升力方向的均布载荷和机翼中部后缘的集中力,翼根部分为固定约束,如图 10(a)所示。然而,对于机翼这种曲面结构,无法

直接使用基于平面余弦函数的波投影法进行主应力迹线生成,需要先进的曲面切片并将分割后的主应力场映射至二维平面,本文以上翼面作为保形面进行曲面切片。将映射至平面的应力场作为波投影法的输入,生成平面连续纤维路径,选取间距因子 d 为 6。随后进行逆映射变换至原曲面,匹配合适的工艺参数,最终获得曲面连续纤维路径,如图 10(b)所示。执行翼段结构的打印之前,以下翼面为参考生成对应的共形支撑结构,支撑部分选用水溶性聚乙烯醇丝材打印以方便后续的去胶,最终得到填充率为 49.43% 的 CFRC 翼段填充结构(图 10(c))。在考虑机翼多载荷工况的同时,须兼顾曲面切片、支撑约束、防喷头碰撞干涉、支撑结构与目标结构交替打印等技术难点。将应力驱动拓扑填充设计与增材制造技术相结合并应用于三维无人机翼段结构,为复合材料结构的轻质承载一体化设计制造提供了新思路。

3 结论

(1) 引入波投影函数和基于应力的惩罚约束,实现了连续纤维方向与局部主应力方向的对齐,同时将填充间距与局部主应力大小相映射。采用基于旅行商(Traveling salesman problem, TSP)的路径规划算法,实现了最少纤维间断与最短路径总长度的打印轨迹生成。通过控制填充密度设计参数(间距因子),可设计具有不同承载能力的填充结构。

(2) 借助多自由度机器人辅助增材制造平台,完成了卫星舱板加筋设计与无人机翼段填充设计的实物打印,证实了该方法在自适应填充设计制造方面的应用潜力与优势。

参考文献

[1] AWAIS H, NAWAB Y, AMJAD A, et al. Environmental benign natural fibre reinforced thermoplastic composites: A review[J]. Composites Part C: Open Access,

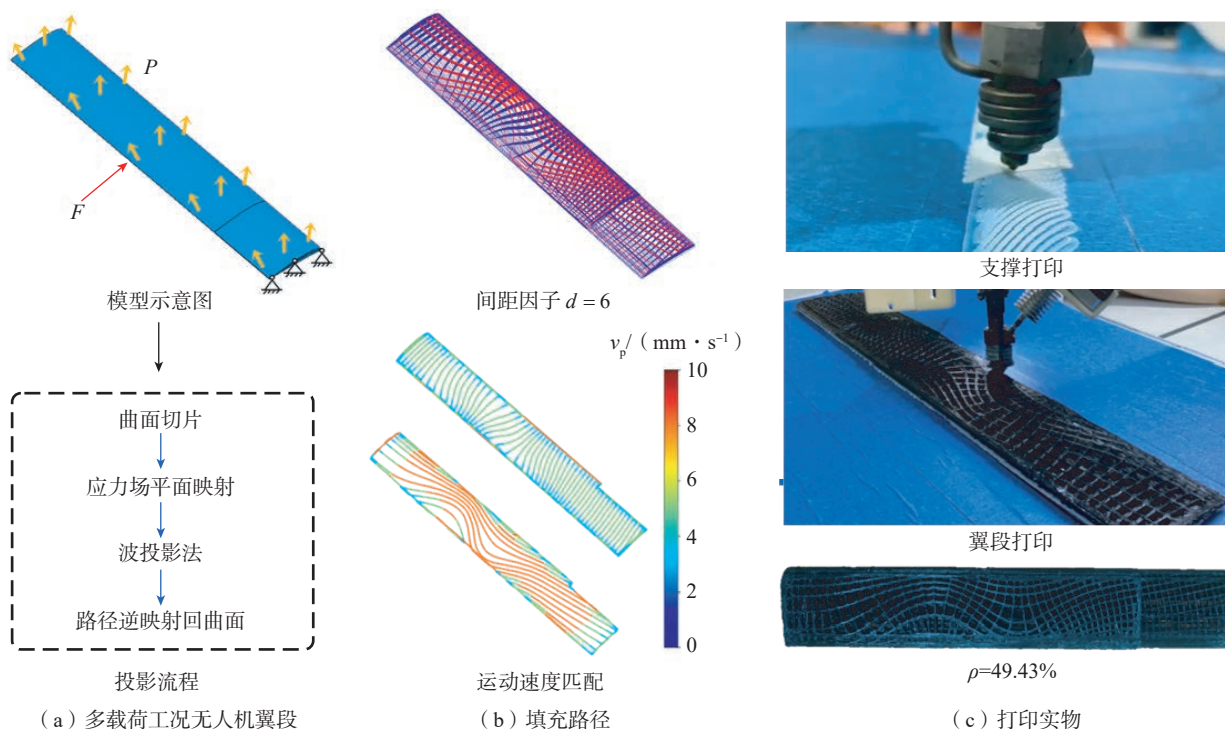


图 10 多载荷工况的无人机翼段填充设计与制造

Fig.10 Infill design and manufacturing of UAV wing segment under multi-load conditions

2021, 4: 100082.

[2] HASSAN M H, OTHMAN A R, KAMARUDDIN S. A review on the manufacturing defects of complex-shaped laminate in aircraft composite structures[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, 91(9): 4081–4094.

[3] 任慧琳, 熊异. 复合材料薄壁加筋结构优化设计与增材制造综述[J]. *航空制造技术*, 2023, 66(16): 88–102.

REN Huilin, XIONG Yi. Review of design optimization and additive manufacturing of thin-walled stiffened composite structures[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2023, 66(16): 88–102.

[4] WANG X, JIANG M, ZHOU Z W, et al. 3D printing of polymer matrix composites: A review and prospective[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2017, 110: 442–458.

[5] NATH S D, NILUFAR S. An overview of additive manufacturing of polymers and associated composites[J]. *Polymers*, 2020, 12(11): 2719.

[6] DE BACKER W, BERGS A P, VAN TOOREN M J. Multi-axis multi-material fused filament fabrication with continuous fiber reinforcement[C]//2018 AIAA/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference. Florida: AIAA, 2018.

[7] QUAN C, HAN B, HOU Z H, et al. 3D printed continuous fiber reinforced composite auxetic honeycomb structures[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2020, 187: 107858.

[8] 李贵兴, 陈园, 叶林. 复合材料连续纤维方向及路径优化设计方法研究进展[J]. *复合材料学报*, 2024, 42: 1–24.

LI Guixing, CHEN Yuan, YE Lin. Research progress on optimization design methods for continuous fiber direction and path of composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2024, 42: 1–24.

[9] 朱继宏, 周涵, 王创, 等. 面向增材制造的拓扑优化技术发展现状与未来[J]. *航空制造技术*, 2020, 63(10): 24–38.

ZHU Jihong, ZHOU Han, WANG Chuang, et al. Status and future of topology optimization for additive manufacturing[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2020, 63(10): 24–38.

[10] LIU S, QIN S H, JIANG Y, et

al. Lightweight high-performance carbon-polymer nanocomposites for electromagnetic interference shielding[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2021, 145: 106376.

[11] LI S Y, YUAN S Q, ZHU J H, et al. Optimal and adaptive lattice design considering process-induced material anisotropy and geometric inaccuracy for additive manufacturing[J]. *Structural and Multidisciplinary Optimization*, 2022, 65(1): 35.

[12] LYU Z Y, WANG J L, CHEN Y F. 4D printing: Interdisciplinary integration of smart materials, structural design, and new functionality[J]. *International Journal of Extreme Manufacturing*, 2023, 5(3): 032011.

[13] LIU G, XIONG Y, ZHOU L M. Additive manufacturing of continuous fiber reinforced polymer composites: Design opportunities and novel applications[J]. *Composites Communications*, 2021, 27: 100907.

[14] MATSUZAKI R, UEDA M, NAMIKI M, et al. Three-dimensional printing of continuous-fiber composites by in-nozzle impregnation[J]. *Scientific Reports*, 2016, 6: 23058.

[15] HE X, DING Y C, LEI Z P, et al. 3D printing of continuous fiber-reinforced thermoset composites[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 40: 101921.

[16] ALOYAYDI B, SIVASANKARAN S, MUSTAFA A. Investigation of infill-patterns on mechanical response of 3D printed polylactic-acid[J]. *Polymer Testing*, 2020, 87: 106557.

[17] 周祥曼, 费世港, 田启华, 等. 增材制造数字化模型平面与非平面切片及路径规划研究进展[J]. *航空制造技术*, 2023, 66(16): 40–68.

ZHOU Xiangman, FEI Shigang, TIAN Qihua, et al. Research progress on planar and nonplanar slicing and path planning of additive manufacturing digital model[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2023, 66(16): 40–68.

[18] LE DUIGOU A, CHABAUD G, MATSUZAKI R, et al. Tailoring the mechanical properties of 3D-printed continuous flax/PLA biocomposites by controlling the slicing parameters[J]. *Composites Part B: Engineering*,

2020, 203: 108474.

[19] SUGIYAMA K, MATSUZAKI R, MALAKHOV A V, et al. 3D printing of optimized composites with variable fiber volume fraction and stiffness using continuous fiber[J]. *Composites Science and Technology*, 2020, 186: 107905.

[20] PEDERSEN P. On optimal orientation of orthotropic materials[J]. *Structural Optimization*, 1989, 1(2): 101–106.

[21] PEDERSEN P. Bounds on elastic energy in solids of orthotropic materials[J]. *Structural Optimization*, 1990, 2(1): 55–63.

[22] LI N Y, LINK G, WANG T, et al. Path-designed 3D printing for topological optimized continuous carbon fibre reinforced composite structures[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2020, 182: 107612.

[23] TEKINALP H L, KUNC V, VELEZ-GARCIA G M, et al. Highly oriented carbon fiber-polymer composites via additive manufacturing[J]. *Composites Science and Technology*, 2014, 105: 144–150.

[24] FIDAN I, IMERI A, GUPTA A, et al. The trends and challenges of fiber reinforced additive manufacturing[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 102(5): 1801–1818.

[25] AKHOUNDI B, BEHAVESH A H. Effect of filling pattern on the tensile and flexural mechanical properties of FDM 3D printed products[J]. *Experimental Mechanics*, 2019, 59(6): 883–897.

[26] HEIDARI-RARANI M, RAFIEE-AFARANI M, ZAHEDI A M. Mechanical characterization of FDM 3D printing of continuous carbon fiber reinforced PLA composites[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2019, 175: 107147.

[27] DUTRA T A, FERREIRA R T L, RESENDE H B, et al. Mechanical characterization and asymptotic homogenization of 3D-printed continuous carbon fiber-reinforced thermoplastic[J]. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2019, 41(3): 133.

[28] NARANJO-LOZADA J, AHUETT-GARZA H, ORTA-CASTAÑÓN P, et al. Tensile properties and failure behavior of chopped and continuous carbon fiber composites produced by additive manufacturing[J]. *Additive*

Manufacturing, 2019, 26: 227–241.

[29] WANG T, LI N Y, LINK G, et al. Load-dependent path planning method for 3D printing of continuous fiber reinforced plastics[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2021, 140: 106181.

[30] PAPAPETROU V S, PATEL C, TAMIJANI A Y. Stiffness-based optimization framework for the topology and fiber paths of continuous fiber composites[J]. Composites Part B: Engineering, 2020, 183: 107681.

[31] FERNANDES R R, VAN DE WERKEN N, KOIRALA P, et al. Experimental investigation of additively manufactured continuous fiber reinforced composite parts with optimized topology and fiber paths[J]. Additive

Manufacturing, 2021, 44: 102056.

[32] LIU G, HUANG W Z, WANG Y H, et al. Stress field-aware infill toolpath generation for additive manufacturing of continuous fiber reinforced polymer composites[J]. Materials & Design, 2024, 239: 112756.

[33] RUMPF R C, PAZOS J. Synthesis of spatially variant lattices[J]. Optics Express, 2012, 20(14): 15263–15274.

[34] JU Y, XI C D, ZHANG Y, et al. Laboratory in situ CT observation of the evolution of 3D fracture networks in coal subjected to confining pressures and axial compressive loads: A novel approach[J]. Rock Mechanics and Rock Engineering, 2018, 51(11): 3361–3375.

[35] ZHANG Y B, ZHAO T B, YIN Y C, et al. Numerical research on energy evolution in granite under different confining pressures using Otsu's digital image processing and PFC2D[J]. Symmetry, 2019, 11(2): 131.

[36] PUN T. A new method for grey-level picture thresholding using the entropy of the histogram[J]. Signal Processing, 1980, 2(3): 223–237.

通讯作者: 袁上钦, 副教授, 博士生导师, 博士, 研究方向为面向增材制造的功能性复合材料结构一体化设计与制造。

Printing Path Design Method for Stress-Driven Continuous Fiber Reinforced Composite

JIN Wenjie^{1,2}, YUAN Shangqin^{1,2}, LIU Tong³, LI Yamin⁴, LI Chenyang⁴, ZHU Jihong⁴

(1. Unmanned System Research Institute, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

2. National Key Laboratory of Unmanned Aerial Vehicle Technology, Xi'an 710072, China;

3. The Hong Kong Polytechnic University, Hong Kong 999077, China;

4. School of Mechanical Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

[ABSTRACT] Continuous fiber reinforced composite via additive manufacturing (AM) is an emerging in-situ forming technology that, combined with the digital fabrication approach, offers the advantages of efficient design and rapid manufacturing. In order to give full play to its design freedom and further realize the lightweight performance of composite, a stress-driven continuous fiber path infill method was proposed based on the wave projection function. The fiber infill morphology was optimized according to the stress field distribution of load-bearing structure, and different filling densities were set to adjust the structural load-bearing performance. At the same time, the simulated annealing algorithm was employed to generate continuous fiber paths with minimal interruptions and shortest total length. The application cases of 2D satellite silo plate and 3D UAV wing segment further verify the applicability of this method. This generative design for composite structure is a typical AM-driven approach, which is expected to provide a theoretical and technical basis for the integration of functional design and manufacturing of composite structures in the future.

Keywords: Continuous fiber; Wave projection; Path planning; Stress-driven; Additive manufacturing

(责编 向阳)

引文格式:张华,李志航,郝云飞,等. 2219 铝合金中厚板双轴肩搅拌摩擦焊接头析出相分布特征及耐腐蚀性能研究[J]. 航空制造技术, 2024, 67(19): 112–116, 124.

ZHANG Hua, LI Zhihang, HAO Yunfei, et al. Study on distribution characteristics of precipitated phases and corrosion performance in bobbin tool friction stir welding joint of 2219 aluminum alloy medium-thickness plate[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(19): 112–116, 124.

2219 铝合金中厚板双轴肩搅拌摩擦焊接头析出相分布特征及耐腐蚀性能研究*

张 华¹,李志航¹,郝云飞²,季亚娟³,陈 敏¹,陶虎威¹,姜炳鑫¹

(1. 北京石油化工学院,北京 102617;

2. 首都航天机械有限公司,北京 100076;

3. 中国航空制造技术研究院,北京 100024)

[摘要] 研究了 2219-C10S 铝合金 10 mm 中厚板在双轴肩搅拌摩擦焊(BT-FSW)过程中,在不同焊接速度下的焊缝金相组织和析出相分布情况,为提高 2219-C10S 铝合金 BT-FSW 的焊接接头质量和性能提供了重要参考。结果表明,由于在板厚方向上的热输入不均匀,导致在焊核中心区域出现了团状结构。在焊缝不同区域,析出相 Al_2Cu 的含量占比、大小和分布存在显著差异。在焊核中心区,析出相的面积占比和平均尺寸最小,且以颗粒形式呈现弥散分布,析出相颗粒的数目最多;轴肩影响区的析出相面积占比最高,轴肩影响区和热影响区的析出相尺寸近似。通过周期浸润腐蚀试验发现,母材区耐腐蚀性最差,热影响区和轴肩影响区其次,焊核中心区耐腐蚀性最优。

关键词: 2219 铝合金; 双轴肩搅拌摩擦焊(BT-FSW); 析出相; 周期浸润腐蚀; 耐腐蚀性

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.19.112



张 华

教授,博士,主要研究方向为搅拌摩擦焊、腐蚀与防护、冷喷涂、先进连接技术等。

英国焊接研究所(TWI)于1991年发明了一种新颖、有潜力的焊接方法——搅拌摩擦焊(Friction stir welding, FSW)^[1],FSW具有焊缝质量一致性好、焊缝强度高、焊接温度较低、焊缝区的残余应力和残余变形小等优点,是铝、镁等合金优选的焊接方法^[2-3]。传统的搅拌摩擦焊搅拌头为单轴肩搅拌头,在焊接过程中需要有背部刚性支撑,因此传统的搅拌摩擦焊难以实现复杂空间无支撑结构(如中空型材)的焊接。另外,搅拌头单轴肩的结构容易导致焊接接头在厚度方向产生组织不均匀性及根部未焊透等缺陷^[4]。双轴肩搅拌摩擦焊(Bobbin tool FSW, BT-FSW)是

一种新型的搅拌摩擦焊方式,搅拌头设计有上下两个轴肩,其中下轴肩可作为焊缝背部垫板,两个轴肩将受加热塑化的金属限制在焊接区域内^[5],为复杂结构或中空腔体结构的搅拌摩擦焊提供了一种可行性,同时节约了夹具及垫板的设计和制造成本^[6]。作为一种全焊透的焊接方法,BT-FSW可以从根本上消除未焊透的缺陷^[7]。

2219 铝合金具有诸多优良的特性,已成为我国航空工业中主要应用的型号材料之一。 Al_2Cu 相是2219铝合金基体中的主要析出相,主要存在形式包括稳定相 θ 、半共格 θ' 及共格 θ'' 相^[8-9],在焊核区、热机械

* 基金项目:航空科学基金(202000110Z6001);北京市属高等学校高水平科研创新团队建设支持计划项目(BPHR20220110)。

影响区、热影响区和母材内, θ 相的颗粒分布规律也有所差异。有相关研究表明, 2219 铝合金 FSW 焊缝中 Al_2Cu 颗粒的分布情况、平均尺寸等因素对焊缝的性能产生了一定影响^[10-11], 调控析出相的尺寸、形貌和分布是改善 Al-Cu 合金性能的重要手段之一^[12]。

本文研究了 2219 铝合金 BT-FSW 接头不同区域 Al_2Cu 析出相的分布特征、焊接参数对析出相分布情况的影响。本研究对于优化焊接参数和后续热处理工艺以提升焊接接头的整体性能和耐久性至关重要。

1 试验材料与方法

试验件 2219 铝合金为轧制板材, 材料状态为 C10S, 材料厚度为 10 mm, 焊接样品规格为 600 mm × 150 mm。接头形式为对接, 采用 BF-FSW 实施焊接, 选用浮动式双轴肩搅拌头, 搅拌针直径为 11 mm, 上下轴肩直径为 23 mm。焊接工艺参数为旋转速度 200 r/min、焊接速度 100~300 mm/min。

焊后沿接头横截面切割金相试样, 将试样打磨抛光后, 用 Keller 试剂(95 mL H_2O +2.5 mL HNO_3 +1.5 mL HCl +1 mL HF) 进行腐蚀, 用徕卡 DMi8C 金相显微镜对腐蚀后的试样进行金相观察, 用 FEI Quanta 600 扫描电子显微镜(SEM)对试样各区域的析出相分布情况进行观察, 并用 Image-Pro Plus 软件进行统计分析。

采用安奈周期浸润腐蚀箱进行周期浸润腐蚀试验, 采用质量分数 3.5% 的 NaCl 溶液为腐蚀液, 温度设定为 $(25 \pm 2)^\circ\text{C}$, 循环周期为 1 h (浸没溶液中 10 min、暴露空气中 50 min), 周期浸泡 96 h 后取出试样; 按照 ASTM G1-03 标准, 将去腐蚀产物溶液(50 mL H_3PO_4 与 20 g 三氧化铬加去离子水配置成 1000 mL 溶液)加热至 85°C , 将试样在其中浸泡 5~10 min 去除表面腐蚀产物。利用

SEM 对腐蚀后的形貌进行观察。

2 结果与讨论

2.1 接头形貌

2219 铝合金双轴肩搅拌摩擦焊接头横截面大致分为母材区(Base material zone, BM)、热影响区(Heat-affected zone, HAZ)及焊核区(Nuclear welding zone, NZ), 其中, 焊核区包括焊核中心区(Center of weld nugget zone, CWN)和轴肩影响区(Shoulder-affected zone, SAZ)。转速为 200 r/min, 焊接速度为 100~300 mm/min 的工艺参数条件下, 焊接接头横截面的整体形貌如图 1 所示。受上下两个轴肩的影响, 接头的微观组织在板厚方向上表现出近似对称分布的特征。接头横截面呈中间隆起的腰鼓型, 轴肩前进侧(Advancing side, AS)和后退侧(Retreating side, RS)在板厚方向上出现了变薄的现象。

对焊接接头横截面整体形貌进行观察, 发现在焊核中心位置存在明显的团状结构, 随着焊接速度的提升, 团状结构也在减小直至消失。焊核受到搅拌及搅拌产生的热循环作

用, 产生动态再结晶现象, 导致焊核区的晶粒为等轴晶。在焊核的轴肩影响区, 材料受到搅拌针与板材间摩擦产热及轴肩与板材间摩擦产热的双重作用, 相比之下, 焊核中心区域受轴肩与板材间摩擦产热的影响较小。较高的温度促使晶界迁移速率增加, 再结晶过程更容易发生, 并导致再结晶后的晶粒尺寸增大。如图 2 所示, 焊核区靠近轴肩位置的晶粒尺寸较大, 焊核中心区域晶粒尺寸较小, 在焊核区存在明显的晶粒尺寸差异, 因此在宏观上表现为焊核中心位置存在团状结构。随着焊接速度的增大, 热输入减少, 使得板厚方向上的温度梯度减小, 同时轴肩影响区与焊核中心区域的晶粒尺寸差异也减小, 因而焊核中心区域的团状结构逐渐消失。

对于中薄板的双轴肩搅拌摩擦焊接头横截面, 尚未观察到类似的团状结构现象^[13], 进一步证实了该结构的形成是轴肩热影响的结果。中薄板的板厚较薄, 上下轴肩的热影响在厚度方向上相差较小, 在板厚方向上的温度梯度较小, 因此在焊核区域板厚方

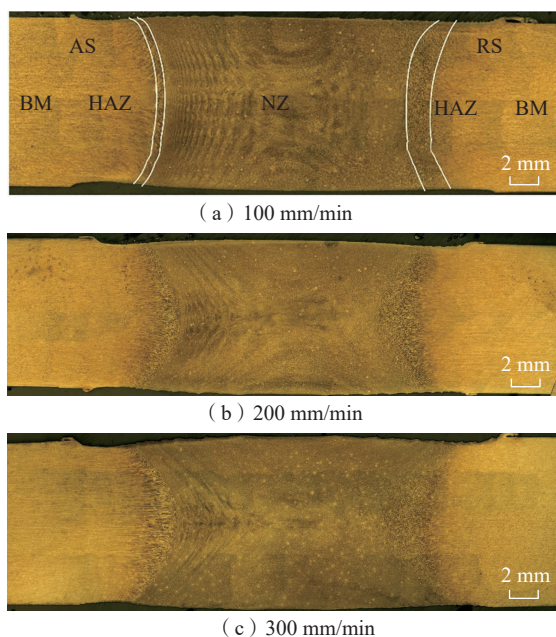


图 1 不同焊接速度下 BT-FSW 接头的横截面整体形貌

Fig.1 Cross-sectional overall morphology of BT-FSW joints at different welding speeds

向上的晶粒尺寸差异相对有限。

2.2 析出相分布特征

在搅拌摩擦焊过程中,接头区域中的析出相会受到焊接热循环和机械搅拌的复合作用。搅拌头的搅拌作用导致析出相破碎,进而减小了其尺寸。焊接过程中热循环对于焊接接头的影响,可以视作一个热处理过程。析出相在热循环作用的影响下将经历析出和回溶的过程^[14],是一个动态平衡的过程。由于接头不同区域所受的塑性变形及热影响程度各异,导致了析出相在接头各个区域的分布形态呈现显著差异。为了定量分析这些差异,采用 Image-Pro Plus 软件对析出相在各区域中分布状况进行了详细分析。以各区域截面中析出相所占分析位置面积的比例来表征该区域中析出相的相对含量。为了确保分析结果的准确性,每个区域选择了3个不同的被分析位置,每个位置的面积约为 0.475 mm²。通过这种定量方法,可以更加精确地评估焊接接头中析出相的分布特征。

图3为2219铝合金在旋转速度200 r/min,焊接速度100 mm/min的工艺参数下接头各区域的SEM图。如图3(a)所示,2219铝合金以 α (Al)为基体,其中分布着许多白色聚集物。对白色聚集物进行能谱分析,结果如表1所示,白色聚集物主要成分为Al、Cu,二者原子数分数之比约为2:1,可以基本确定白色聚集物的主要成分为Al₂Cu相。由图3(a)可以看出,受轧制状态的影响,在母材中析出的Al₂Cu相为板条状并夹杂细小的颗粒。利用Image-Pro Plus软件对母材中的析出相进行测量,得出其平均尺寸(长度)约为5.0 μ m且在母材中的面积占比大约为1.76%。

在图3(b)中观察到焊核中心区析出相为颗粒状并呈弥散分布,该区域析出相面积占比在焊接接头各区域中最小,且析出相的平均尺寸最小。这种现象归因于焊核中心区受

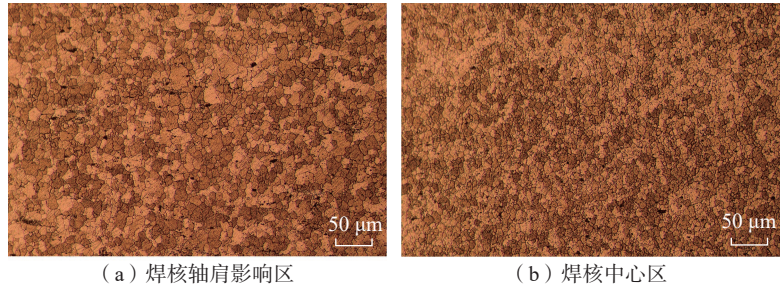


图2 焊核不同区域金相组织

Fig.2 Metallographic structure in different regions of the weld nugget

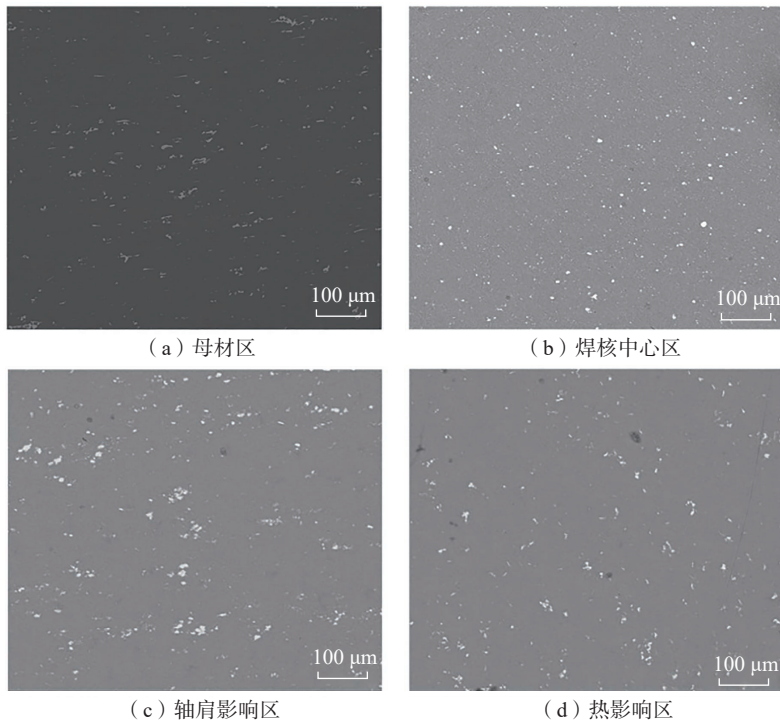


图3 焊接接头各区域SEM图

Fig.3 SEM images of different regions of the welded joint

搅拌针的搅拌作用,使原本板条状的析出相被打碎成颗粒状,并在经历了较高的热循环后,促使更多细小的Al₂Cu颗粒析出。在热循环作用下,铝合金中析出相的析出和回溶同时进行,该区域的析出相占比最小,可推断此区域中析出相的回溶过程占据主导;在较低温和高温区间内析出相的析出和粗化占据主导地位^[14]。对于轴肩影响区(图3(c)),析出相的面积占比在接头各区域中最大,且其析出相尺寸与热影响区析出相尺寸大致相当,但比焊核中心区的大,并且析出相出现了明显的粗化特征。

表1 析出相元素能谱分析

Table 1 EDS of precipitated phase elements %

元素	质量分数	原子数分数
Al	43.84	64.77
Cu	56.16	35.23

轴肩影响区为焊核各区域中受热影响最多的位置,此区域析出相面积占比较大,表明此区域中析出相的析出占据了主导地位,并促进了析出相的迅速生长。热影响区的析出相分布与轴肩影响区的近似,但其析出相的平

均尺寸和面积占比较轴肩影响区和母材区有所减小(图3(d))。由于热影响区不受搅拌针的直接影响,仅受焊接过程中的热循环作用,并且相较于焊核中心区受热影响较少,因此该区域析出相的回溶依旧占据主导地位;但与焊核中心区相比,其回溶程度有所下降,使该区域析出相的面积占比介于母材和焊核中心区之间。

随着焊接速度的提升,焊核中心区中析出相的尺寸及面积占比总体上表现出递增的趋势(图4(a))。这一现象可归因于随着焊接速度增加,热输入减少,导致材料的塑性流动性降低,同时特定位置所经历的搅拌作用时长缩短,从而在一定程度上减弱了机械搅拌对于析出相的破碎效果,并且随着热输入的减少,回溶程度也有所减弱。随着焊接速度的增加,轴肩影响区中析出相的

尺寸和面积占比呈下降趋势,此区域中析出相的析出和粗化占据主导地位,随着热输入的减少,析出相的析出和粗化也在减弱。热影响区析出相的面积占比随着焊接速度的增加无明显变化趋势。

在相同旋转速度和不同的焊接速度下,焊核中心区中析出相的平均尺寸和面积占比皆为最小(图4)。随着焊接速度的增加,整个焊接接头的热输入减小,各区域之间的温度梯度减小,从而会降低温度对于析出相在各区域分布情况的影响。

2.3 周期浸润

对旋转速度 200 r/min,焊接速度 100 mm/min 工艺参数条件下制备的 2219 铝合金 BT-FSW 接头进行周期浸润腐蚀试验,图5为腐蚀后接头各区域的形貌。观察结果表明,母材区遭受的腐蚀最为严重(图5(a)),出

现大量腐蚀坑及深度较大的沟壑状腐蚀坑。焊核中心区腐蚀程度最轻(图5(b)),仅观察到少量的点蚀坑。轴肩影响区及热影响区出现较大腐蚀坑(图5(c)和(d)),推测其耐腐蚀性介于母材和焊核中心区之间。

如图5所示,焊核中心区晶粒尺寸最小且析出相回溶程度高,析出相的回溶缩小了析出相和基体之间的电位差^[15],使电偶腐蚀作用减弱,所以该区域耐腐蚀性最好。热影响区的析出相在热循环的影响下也产生了一定程度的回溶,其耐腐蚀性相对于母材有所提高。轴肩影响区中析出相面积占比虽然在各区域中最大,但该区域晶粒细化程度仅次于焊核中心区,细小的晶粒组织提高了轴肩影响区的耐腐蚀性能。在对焊接接头横截面进行微观组织观察时,发现轴肩影响区的晶粒尺寸明显小于热

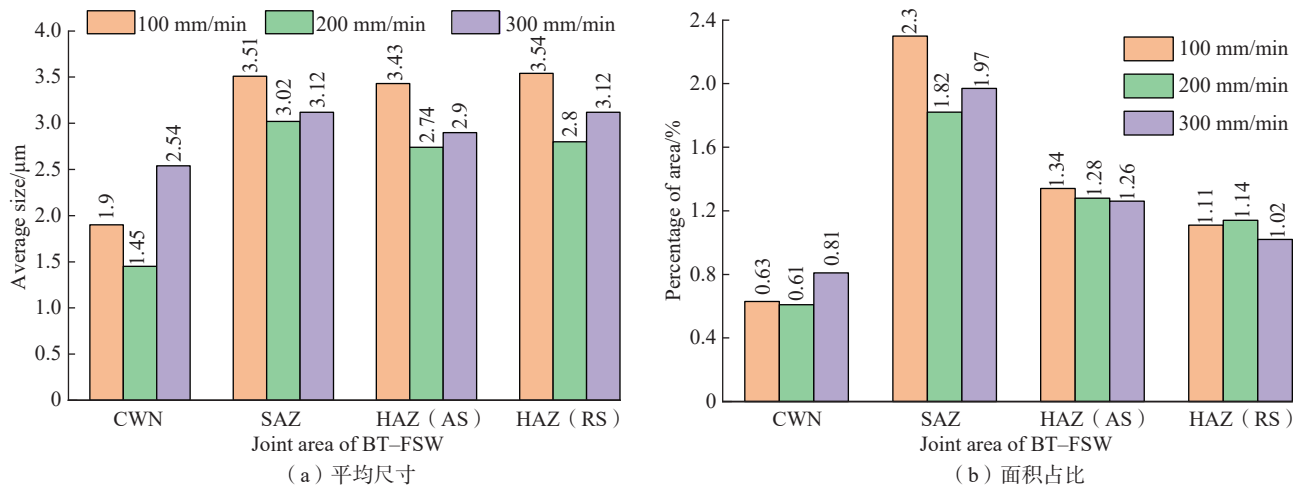


图4 不同焊接速度下接头各区域析出相的平均尺寸和面积占比

Fig.4 Average size and area ratio of precipitate phases in different regions of the welded joint at different welding speeds

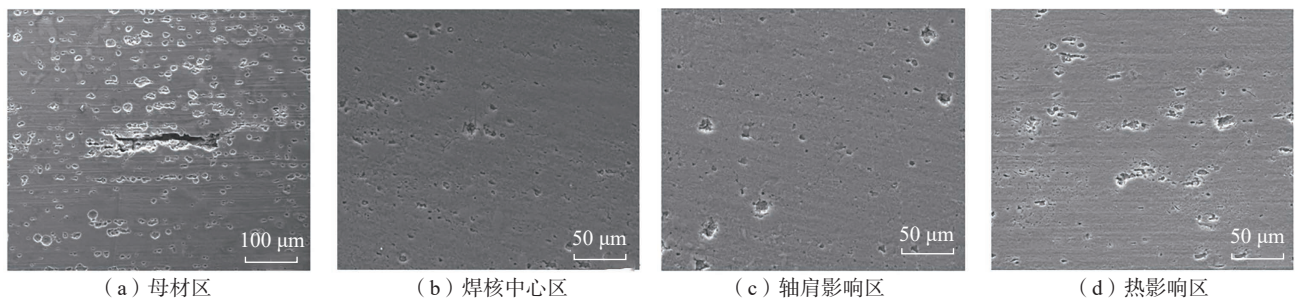


图5 周期浸润腐蚀 96 h 后 SEM 形貌

Fig.5 SEM morphology after 96 h of cyclic immersion corrosion

影响区的晶粒尺寸。尽管存在这种尺寸差异,两者在周期浸润腐蚀试验中却表现出相似的耐腐蚀性能。这种现象主要归因于轴肩影响区中析出相的比例相对较高,增大了析出相与铝基体之间的电位差,从而增强了电偶腐蚀的作用。因此,尽管晶粒细化通常有助于提升耐腐蚀性,但在此情况下,由于析出相占比的增加及电偶腐蚀作用的增强,使得轴肩影响区的耐腐蚀性并未因晶粒尺寸的减小而显著提高。由于析出相的分布情况及晶粒尺寸的差异,使得焊核区在板厚方向上的耐腐蚀性表现为:靠近轴肩两端位置(焊核的轴肩影响区)的耐腐蚀性较焊核中心区域的耐腐蚀性差。

3 结论

(1) 在 2219 铝合金中厚板双轴肩搅拌摩擦焊接过程中,焊核区由于受热不均匀会在焊核中心位置形成团状结构。焊核中心区的温度相对较低,因此晶粒尺寸较小,而两侧的轴肩影响区则因受到较高的热循环温度而导致晶粒粗化。随着焊接速度的提高,热输入减少,使得板厚方向上的温度梯度减小,焊核区板厚方向上析出相尺寸的差异减小,焊核中心区域的团状结构逐渐消失。

(2) 接头各区域的析出相分布、面积占比和尺寸存在差异。在焊核中心区,析出相的面积占比和尺寸最小,且呈颗粒状弥散分布,数量最多,而在轴肩影响区,析出相的占比最高。这些差异来源于机械搅拌和热输入的共同作用,导致不同区域的析出相析出和回溶程度不同。特别是在焊核中心区和热影响区,以析出相的回溶为主。

(3) 周期浸润腐蚀试验表明,焊核中心区的耐腐蚀性最优,其次是焊核轴肩影响区和热影响区,而母材区的耐腐蚀性最差。这说明晶粒尺寸

和析出相的分布共同影响了接头各区域的耐腐蚀性。

参考文献

- [1] THOMAS W M, NICHOLAS E D. Friction stir welding for the transportation industries[J]. *Materials & Design*, 1997, 18(4-6): 269-273.
- [2] 王国庆, 赵衍华. 铝合金的搅拌摩擦焊接[M]. 北京: 中国宇航出版社, 2010.
WANG Guoqing, ZHAO Yanhua. Stir friction welding of aluminum alloys[M]. Beijing: China Aerospace Publishing House, 2010.
- [3] XU W F, LIU J H, LUAN G H, et al. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints in 2219-T6 aluminum alloy[J]. *Materials & Design*, 2009, 30(9): 3460-3467.
- [4] 谢宇, 李兴帅, 付炳欣. 轨道交通铝合金车体双轴肩搅拌摩擦焊研究现状与展望[J]. *机车车辆工艺*, 2023(3): 18-20, 28.
XIE Yu, LI Xingshuai, FU Bingxin. Research status and prospect on friction stir welding for double shaft shoulder of aluminum alloy body of railway vehicles[J]. *Locomotive & Rolling Stock Technology*, 2023(3): 18-20, 28.
- [5] FUSE K, BADHEKA V. Bobbin tool friction stir welding: A review[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2019, 24(4): 277-304.
- [6] 秦佳琛, 谭锦红, 张大童, 等. 双轴肩搅拌摩擦焊技术研究现状与发展趋势[J]. *材料研究与应用*, 2020, 14(4): 336-343.
QIN Jiachen, TAN Jinhong, ZHANG Datong, et al. Research status and development trend of bobbin tool friction stir welding technology[J]. *Materials Research and Application*, 2020, 14(4): 336-343.
- [7] 邹阳, 魏巍, 范悦, 等. 铝合金搅拌摩擦焊工艺研究进展[J]. *热加工工艺*, 2024, 53(3): 7-13.
ZOU Yang, WEI Wei, FAN Yue, et al. Research progress of friction stir welding of aluminum alloy[J]. *Hot Working Technology*, 2024, 53(3): 7-13.
- [8] 崔忠圻, 覃耀春. 金属学与热处理[M]. (第2版). 北京: 机械工业出版社, 2010.
CUI Zhongqi, QIN Yaochun. Metallurgical heat treatment [M]. 2nd ed. Beijing: Machinery Industry Press, 2010.

[9] PAGLIA C S, BUCHHEIT R G. Microstructure, microchemistry and environmental cracking susceptibility of friction stir welded 2219-T87[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 429(1-2): 107-114.

[10] 贺地求, 邓航, 周鹏展. 2219 厚板搅拌摩擦焊组织及性能分析[J]. *焊接学报*, 2007, 28(9): 13-16.

HE Diqu, DENG Hang, ZHOU Pengzhan. Analysis of microstructure and properties in friction-stir welding of 2219 thick plate[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2007, 28(9): 13-16.

[11] 王春炎, 曲文卿, 姚君山, 等. 2219-T87 铝合金搅拌摩擦焊接头组织与力学性能[J]. *焊接学报*, 2010, 31(10): 77-80, 84, 117.

WANG Chunyan, QU Wenqing, YAO Junshan, et al. Microstructures and mechanical properties of friction stir welded 2219-T87 aluminum alloy joints[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2010, 31(10): 77-80, 84, 117.

[12] 王会敏, 李炎光, 马秉馨. 时效工艺对 2219 铝合金组织和力学性能的影响[J]. *金属热处理*, 2023, 48(10): 123-129.

WANG Huimin, LI Yanguang, MA Bingxin. Effect of aging process on microstructure and mechanical properties of 2219 aluminum alloy[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2023, 48(10): 123-129.

[13] 赵刚, 颜旭, 王立梅, 等. 焊接工艺参数对 10 mm 厚 2219 铝合金双轴肩搅拌摩擦焊焊缝质量和性能的影响[J]. *焊接*, 2022(12): 13-19.

ZHAO Gang, YAN Xu, WANG Limei, et al. Influence of welding process parameters on the quality and performance of 10 mm thick 2219 aluminum alloy double-shoulder friction stir welds[J]. *Welding*, 2022(12): 13-19.

[14] 王会敏, 易幼平, 黄始全. 2219 铝合金的 TTT 曲线与微观组织[J]. *粉末冶金材料科学与工程*, 2016, 21(3): 444-450.

WANG Huimin, YI Youping, HUANG Shiquan. TTT curve and microstructure of 2219 aluminum alloy[J]. *Powder Metallurgy Materials Science and Engineering*, 2016, 21(3): 444-450.

[15] SHAO M H, ZHANG J, WANG W P, et al. Corrosion behavior of self-reacting friction stir welded AA2219-T87 aluminum alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2022, 51(5): 1620-1626.

(下转第 124 页)

引文格式:魏守征,饶文姬,段庆阳,等.背面焊缝激光重熔处理对Ti/Al高速FA-MIG焊接头组织性能的影响[J].航空制造技术,2024,67(19):117-124.

WEI Shouzheng, RAO Wenji, DUAN Qingyang, et al. Influence of laser remelting for back weld on microstructure properties of high speed FA-MIG welded Ti/Al joint[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(19): 117-124.

背面焊缝激光重熔处理对 Ti/Al 高速 FA-MIG 焊接头组织性能的影响*

魏守征¹,饶文姬¹,段庆阳²,李志勇¹,张英乔¹

(1. 中北大学,太原 030051;

2. 太原晋西春雷铜业有限公司,太原 030008)

[摘要] 针对钛/铝单面高速超威弧熔化极氩弧焊(FA-MIG)熔钎焊界面组织性能差异大的问题,采用激光对TC4钛/5A06铝FA-MIG焊接头的背面焊缝进行重熔处理,以改善Ti/Al界面显微组织的差异性,提高接头的力学性能。通过不同工艺下接头组织性能的对比分析,研究激光向铝侧偏移量 d 、激光功率 q 和焊接速率 v 对接头组织性能的影响。结果表明, d 、 q 和 v 对接头组织性能具有重要影响;在 $d=2$ mm, $q=1.3$ kW, $v=5$ mm·s⁻¹条件下,经重熔处理的接头根部TiAl₃界面反应层明显增厚,接头厚度方向Ti/Al界面显微组织差异明显降低;接头抗拉强度超过280 MPa,比未经处理的接头提高了约20%;拉伸断口呈塑性+脆性混合型断裂。

关键词:钛合金;铝合金;异质焊接;激光重熔;显微组织;力学性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.19.117



魏守征

副教授,博士,研究方向为异种材料特种焊接及有色金属增材制造技术。

*基金项目:国家自然科学基金(51805492);山西省自然科学基金面上项目(2023030212 11159)。

钛/铝复合结构可实现结构轻量化和异种材料的功能一体化,可用于制备航空航天工业结构部件。波音公司采用搅拌摩擦焊成功制备了钛/铝复合飞机发动机前缘端盖^[1];空客公司曾尝试采用一种钛/铝复合结构作为座椅导轨,以降低机身重量和制造成本^[2];美国YF12型战斗机采用钛/铝蜂窝芯复合结构作为机翼蒙皮,显著提高了机身的推重比^[3]。实现钛与铝的可靠焊接具有实际意义和战略价值。然而采用钛和铝熔焊时,面临二者冶金结合性差和残余应力大等关键问题,在残余应力作用下,形成的Ti-Al脆性金属间化合物极易开裂,造成接头失效^[4-5]。因此,钛和铝一度被认为是不可熔焊的异种材料。

为了解决上述问题,熔钎焊

(Welding-brazing)工艺被引入钛与铝的焊接。激光焊(Laser beam welding, LBW)^[6-7]、钨极氩弧焊(Tungsten inert gas welding, TIG)^[8]及熔化极氩弧焊(Metal inert gas welding, MIG)^[9]技术先后被应用于钛与铝的熔钎焊研究,并取得了良好的进展。其中,MIG以其低成本、高焊接效率的特点引起了部分研究人员的重视。2014年MIG焊首次被用于Ti-2Al-Mn/Al 1060异质接头的熔钎焊研究,研究人员分析了焊接热输入对Ti/Al界面显微组织特性的影响规律^[10],对接头的焊接区显微组织特性^[11]和界面结合机制^[9]进行了探讨,验证了Ti/Al MIG熔钎焊的可行性。为了改善Ti/Al MIG熔钎焊接头的组织性能,Li等^[12]采用Al-Si5焊丝进行了Ti-TA2/Al 6061-T6异质接头的冷金属过渡(Cold

metal transfer MIG, CMT-MIG) 搭接熔钎焊研究, 获得拉剪强度较高的焊接接头; Sun 等^[13] 采用 Al-Si5 焊丝进行了 Ti6Al4V/Al 6056 异质接头磁场辅助的 CMT-MIG 搭接熔钎焊研究, 相比单一 MIG 熔钎焊, 该方法所获接头拉剪强度明显提高; Miao 等^[14] 采用 Al-Si5 焊丝进行了 Ti6Al4V/Al 6061 异质接头的旁路电流 MIG 搭接熔钎焊研究, 所获接头最高拉剪强度可达 190 MPa; 本课题组采用 Al-Mg5 焊丝进行了 Ti6Al4V/Al 5A05 异质接头的冷弧 MIG (Cold arc MIG, CA-MIG) 对接熔钎焊, 改进了接头坡口形式, 所获接头的抗拉强度可达 240 MPa^[15]。

综上, 采用改进的 MIG 焊接技术或工艺可以提高 Ti/Al 熔钎焊接头的力学性能。然而, 对不同对接形式 Ti/Al MIG 熔钎焊接头的显微组织特性及断裂机理的研究发现^[16], 制约接头力学性能的关键在于 Ti/Al 熔钎焊界面显微组织的不均匀性。焊接时 MIG 电弧热源能量在 Ti/Al 结合界面分布不均匀, 接头根部钛与铝冶金反应不充分, 形成的界面反应层厚度太小, 钛与铝焊缝界面结合性能较差; 此外, 焊根处钛母材与铝焊缝润湿不佳, 存在尖角过渡, 应力集中度大的问题, 因此拉伸时焊根 Ti/Al 界面最先开裂, 影响了接头的力学性能。

为了解决 Ti/Al MIG 熔钎焊中 Ti/Al 界面显微组织不均的问题, 可行的方法之一是采用双面复合焊接工艺, 同时保证焊缝正、背面成形。Zhang 等^[17] 采用 Al-5Si 焊丝进行了 Ti6Al4V/Al 5A06 异质对接接头的 MIG+TIG 双面复合熔钎焊研究, 获得

了界面组织和力学性能俱佳的钛 / 铝接头; 本课题组采用 Al-Mg5 焊丝进行了 Ti6Al4V/Al 5A06 异质对接接头的双面 CA-MIG 复合熔钎焊研究^[18-19], 在不去除焊缝余高的条件下, 接头的平均抗拉强度超过 320 MPa, 接头力学性能得到了显著提升。

解决 Ti/Al 界面显微组织不均的另一种可行方法是直接利用热源对接头背面焊缝进行重熔处理, 促进焊根处界面反应的充分进行, 改善焊根处 Ti/Al 界面显微组织特性, 同时改善钛与铝焊缝的润湿性, 理论上也有利于接头界面结合性能的提高。截至目前, 尚未检索到针对 Ti/Al MIG 熔钎焊接头背面焊缝重熔处理研究的相关文献或报道。本文采用成熟的高速超威弧 MIG (Force arc MIG, FA-MIG) 焊工艺制备了 Ti6Al4V/Al 5A06 单面熔钎焊接头, 然后采用激光对背面焊缝进行重熔处理, 研究激光向铝侧偏移量 d 、激光功率 q 和激光焊接速率 v 对接头根部 Ti/Al 界面特性及接头力学性能的影响, 以获得合理的 d 、 q 和 v 参数; 并对优化工艺所获接头的界面结合机制及拉伸断裂机理进行了深入分析。本研究对推动钛 / 铝复合结构在航空等工业中的应用具有理论意义和实用价值。

1 试验及方法

1.1 Ti6Al4V/Al 5A06 单面高速

FA-MIG 熔钎焊

选用尺寸均为 150 mm × 100 mm × 3 mm 的 Ti6Al4V 和 Al 5A06 板材, 填充直径 ϕ 1.2 mm 的 SA1 5183 焊丝, 母材及焊丝的名义化学成分如表 1 所

示。焊前先用钢丝刷打磨两种母材表面, 然后再进行化学清理。钛母材用体积分数 40% 的 HNO₃ 水溶液酸洗 3 min, 然后用无水乙醇清洗后晾干待焊; 铝母材先用 40~60℃、质量分数 10% 的 NaOH 水溶液碱洗 3 min, 然后用体积分数 40% 的 HNO₃ 水溶液进行光亮处理, 最后用无水乙醇清洗后晾干待焊。

采用 Alpha Q 351 puls MIG/MAG 多功能数字逆变焊机(德国 EWM 公司)进行 Ti6Al4V/Al 5A06 接头的超威弧焊接(模式 Job 247)。基于前期 Ti/Al 高速 FA-MIG 熔钎焊研究^[20], 采用成熟的焊接工艺进行焊接, 焊接过程如图 1 (a) 所示。选用脉冲电流形式的 FA-MIG 焊模式, 平均焊接电流 161 A、平均焊接电压 20.8 V、焊接速率 1.8 m/min、送丝速率 9.7 m/min, 焊丝伸出长度 12 mm。钛和铝板材对接装配, 根部不留间隙。为了增加钛与铝焊缝的结合面积, 促进熔融铝在钛表面的润湿铺展, 钛侧预制 40° 坡口; 为了避免电弧熔化钛母材, 焊丝向铝侧偏移 0.5 mm。焊缝正面用 20 L/min 的 Ar(体积分数 80%)+He(体积分数 20%)混合气体进行保护, 背面用 15 L/min 的高纯 Ar(体积分数 99.999%)气体进行保护。

1.2 背面焊缝激光重熔处理

FA-MIG 高速焊工艺完成后, 将 Ti/Al 试板翻面, 采用铝的化学清洗方法对背面焊缝进行清理并晾干待焊。采用 YLR-MM-WC 型光纤激光器(德国 IPG)进行背面焊缝重熔处理, 如图 1 (b) 所示, 选择圆形激光光斑, 光斑直径为 4 mm, 其特点是

表 1 母材及焊丝的名义化学成分(质量分数)

Table 1 Nominal chemical compositions of base metals and welding wire (mass fraction)

材料	Al	Ti	V	Fe	Mg	Si	Cu	Zn	Mn
Ti6Al4V	6.43	余量	4.13	0.14	≤ 0.20 (其他总量)				
Al 5A06	余量	—	—	0.50	4.8~5.5	0.50	0.10	0.20	0.30~0.60
SAI5183	余量	—	—	0.40	4.3~5.2	0.40	0.10	0.25	0.5~1.0

能量在轴向呈高斯分布,光束离焦量为0;为了增加Al对激光的吸收率,焊缝表面进行涂黑处理;为了防止反射激光损害加工头,设定激光束倾向铝侧并与焊缝中心垂线呈 10° 夹角入射;为了防止激光过度熔化钛母材,设定激光束对中或向铝侧偏移;采用流量15 L/min的高纯Ar(体积分数99.999%)进行气体保护。激光重熔工艺中的主要工艺参数为激光束向铝侧的偏移量 d 、激光功率 q 和焊接速率 v 。为了研究工艺参数对焊根处Ti/Al界面特性及接头力学性能的影响,设计了如表2所示的工艺参数对照组,其中激光对中时设定 d 为0。

激光重熔处理后,垂直于焊接方向截取试样,观察背面焊缝成形形貌;采用JSM-7900F型场发射扫描电子显微镜(Field emission scanning electron microscope, FE-SEM)对焊根处Ti/Al界面特性进行分析;采用Instron-5569型万能力学试验机对接头进行拉伸力学性能测试,研究激光重熔处理工艺对背面焊缝成形、

焊根处Ti/Al界面特性及接头力学性能的影响,以获得合理的激光重熔工艺参数。采用RIGAKU D/max-RB型X射线衍射仪(X-ray diffraction, XRD)、FE-SEM及OXFORD X-MAX^N型电制冷能谱仪(Energy dispersive spectrometer, EDS)对优化工艺下所获接头的Ti/Al界面结构进行深入分析,研究Ti/Al界面结合机制;利用FE-SEM、EDS对接头拉伸断口进行分析,研究接头的断裂机理。

2 结果与讨论

2.1 Ti6Al4V/Al 5A06 单面焊缝组织性能

图2为FA-MIG单面焊获得的Ti6Al4V/Al 5A06接头焊缝成形形貌,焊缝正、背两侧均匀连续,正面焊缝平均宽度约7.0 mm,背面焊缝平均宽度约3.0 mm,焊缝表面未发现气孔或裂纹。焊缝横截面形貌显示焊根处钛与铝焊缝存在明显的尖角过渡。在横截面上选A、B两区进行Ti/Al界面显微组织分析,结果如图3

所示;接头中上部A区焊接热输入相对较大,钛与铝焊缝之间通过形成一个平均厚度约 $4\ \mu\text{m}$ 的胞状界面反应层以实现冶金结合;接头根部B区焊接热输入相对较小,界面反应不够充分,形成的界面反应层平均厚度尚不足 $0.5\ \mu\text{m}$ 。接头厚度方向Ti/Al界面显微组织差异较大。

利用祥龙数控DK7735型线切割机沿垂直于焊接方向切取非标准拉伸试样,试样尺寸为 $200\ \text{mm} \times 10\ \text{mm} \times 3\ \text{mm}$ 。经拉伸力学性能测试,FA-MIG单面焊所获接头的平均抗拉强度约230 MPa。分析认为,上述Ti/Al焊缝存在的尖角过渡及Ti/Al界面显微组织差异大等问题直接影响了接头的力学性能,有必要进行背面焊缝激光重熔处理,以改善接头的组织性能。

2.2 激光向铝侧偏移量对接头组织性能的影响

不同激光向铝侧偏移量 d 下,接头形貌及根部Ti/Al界面显微组织如图4所示,激光重熔深度0.5~1.0 mm。当 $d \leq 1\ \text{mm}$ 时,只要有激光作用于钛母材,则必然发生图4(a)中显示的钛局部熔化,熔化的钛与液态铝发生混合反应,形成由脆性Ti-Al金属间化合物组成的熔合区,在焊接应力作用下,Ti-Al金属间化合物很容易发生开裂,形成大量裂纹缺陷。当 $d=2\ \text{mm}$ 时,受激光束的加热作用,背面焊缝余高明显减小(图4(b));重熔的铝焊缝与钛润湿良好,消除了焊根处的尖角过渡;此外,显微组织观察发现该区Ti/Al界

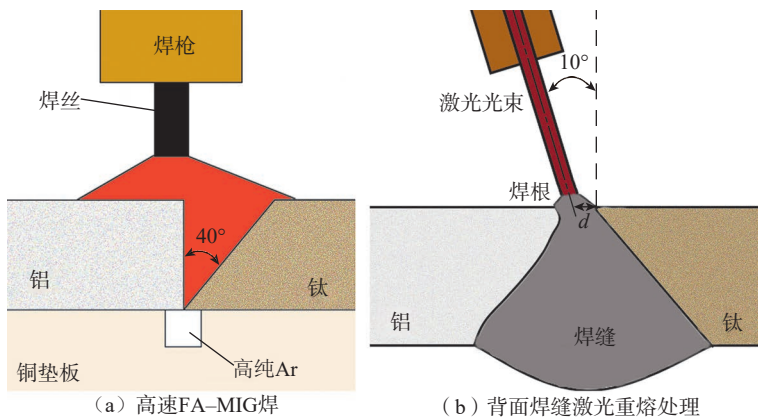


图1 Ti/Al高速FA-MIG焊接示意图

Fig.1 Diagram for the Ti/Al high-speed FA-MIG welding

表2 激光重熔主要工艺参数

Table 2 Main process parameters for laser remelting

组号	激光向铝侧偏移量 d/mm	激光功率 q/kW	焊接速率 $v/(\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$
1	0~4 (步长1)	1.3	5
2	2	1.0~1.5 (步长0.1)	5
3	2	1.3	3~9 (步长1)

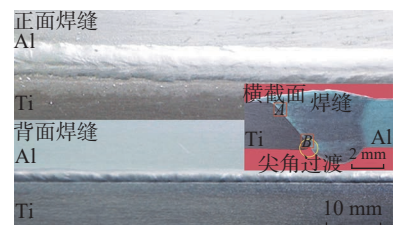
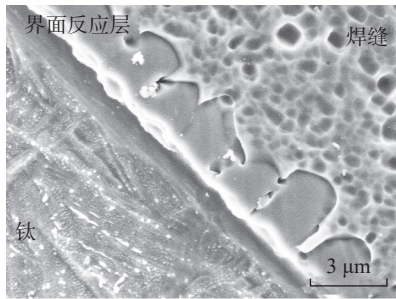
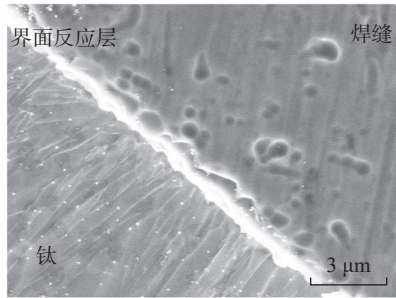


图2 单面焊缝成形形貌

Fig.2 Macroscopic morphology of the weld metal for single-side welding



(a) A区



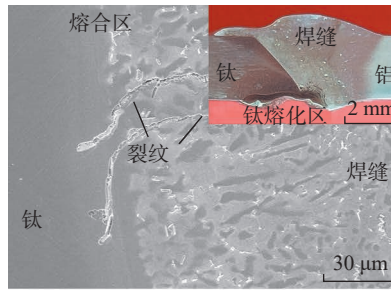
(b) B区

图3 Ti/Al界面显微组织

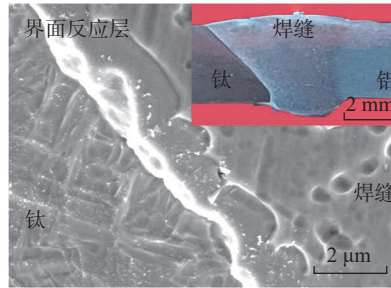
Fig.3 Microstructure of the Ti/Al interface

面处界面反应层平均厚度增大至约 $2\ \mu\text{m}$, 接头厚度方向的Ti/Al界面特性差异明显减小。当 $d \geq 3\ \text{mm}$ 时, 在激光束加热作用下, 背面焊缝发生局部熔化, 根部余高有所减小(图4(c)); 然而由于激光束加热位置距离Ti/Al界面太远, 钛与铝焊缝的尖角过渡仍存在, Ti/Al界面显微组织也未发生明显变化。

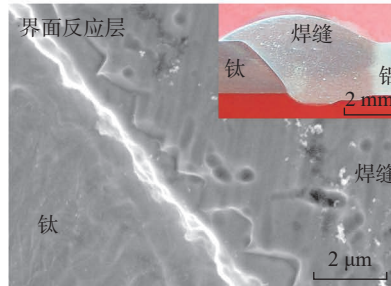
图5为激光向铝侧偏移量 d 对接头平均抗拉强度的影响, 可知随着 d 的增大, 接头抗拉强度呈先增加后减小的趋势, 当 $d=2\ \text{mm}$ 时, 接头抗拉强度达到峰值, 约 $280\ \text{MPa}$ 。分析认为, 当 $d \leq 1\ \text{mm}$ 时, 由于钛被局部熔化, 熔合区Ti-Al金属间化合物内存在大量的焊接裂纹, 降低了接头的力学性能。当 $d \geq 3\ \text{mm}$ 时, 钛与铝焊缝未能良好润湿, 尖角过渡处应力集中程度高; 焊根处Ti/Al界面组织特性也未能获得改善, 接头厚度方向Ti/Al界面组织差异仍然较大, 两个因素共同影响了接头的力学性能。因此, 后续试验均设定激光向铝侧偏移量 $d=2\ \text{mm}$ 。



(a) $d \leq 1\ \text{mm}$



(b) $d = 2\ \text{mm}$



(c) $d \geq 3\ \text{mm}$

图4 激光束偏移量 d 对背面焊缝成形及根部Ti/Al界面显微组织的影响

Fig.4 Influence of laser offset d on the root morphology and microstructure of Ti/Al interface

2.3 激光功率对接头组织性能的影响

激光功率 q 对所获接头背面焊缝形貌及根部Ti/Al界面显微组织的影响如图6所示。当 q 为 $1.2\sim 1.3\ \text{kW}$ 时, 接头背面焊缝成形形貌及焊根处Ti/Al界面特性已在前文中讨论(图4(b)), 此处不再赘述。当 $q \leq 1.1\ \text{kW}$ 时(图6(a)), 激光热输入相对较小, 背面焊缝虽然发生了局部熔化, 但由于重熔深度小 ($< 0.1\ \text{mm}$), 冷凝速率快, 背面焊缝形貌未发生明显变化, 钛与铝焊缝之间仍存在尖角过渡; 由于焊接热输入相对较低, 激光能量对钛与铝界面作用较小, 界面反

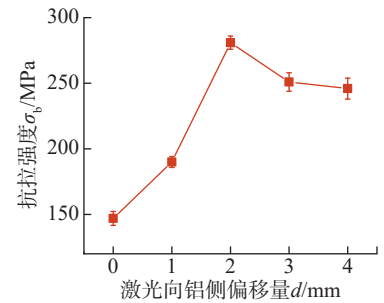


图5 激光向铝侧偏移量 d 对接头抗拉强度的影响

Fig.5 Influence of laser offset to the Al side d on the joint tensile strength

应层厚度未发生明显变化。当 $q \geq 1.4\ \text{kW}$ 时(图6(b)), 由于焊接热输入过大, 焊缝重熔深度过大 ($> 1.5\ \text{mm}$), 出现明显的反向塌陷, 成形形貌变差; 受较强激光能量的作用, 焊根处钛与铝焊缝发生充分冶金反应, 界面反应层厚度显著增大 ($> 5\ \mu\text{m}$)。随着激光功率 q 增大, 背面焊缝形貌呈先变好、后变差的趋势; 界面反应层厚度则呈逐渐增大的趋势, 综合考虑背面焊缝成形与Ti/Al界面特性, q 处于 $1.2\sim 1.3\ \text{kW}$ 范围内时, 接头具有相对较好的成形形貌与Ti/Al界面特性。

图7为激光功率 q 对接头平均抗拉强度的影响, 随着 q 不断增大, 接头抗拉强度呈先增大后减小的趋势, 当 $q=1.3\ \text{kW}$ 时接头抗拉强度达到峰值。结合前文背面焊缝成形形貌及Ti/Al界面特性分析, 当 $q \leq 1.1\ \text{kW}$ 时, 焊根处钛与铝焊缝仍存在尖角过渡, 且根部界面反应层厚度太小, 接头力学性能未获得明显改善。当 $q \geq 1.4\ \text{kW}$ 时, 由于焊缝反向塌陷严重, 接头成形差, 影响了接头的力学性能。

2.4 焊接速率对接头组织性能的影响

焊接速率 v 对接头组织性能的影响规律与激光功率 q 相反, 如图8所示。当 v 处于 $5\sim 8\ \text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 范围内时, 接头背面焊缝成形形貌及焊根处Ti/Al界面特性已在图4(b)中讨论,

此处不再赘述。当 $v \leq 4 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 由于焊接热输入过大, 焊缝重熔深度超过 1.5 mm 并出现明显的反向塌陷, 成形效果差; 焊根处钛与铝焊缝之间的冶金反应较为充分, 界面反应层厚度显著增大。当 $v \geq 8 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 由于焊接热输入过小, 焊缝重熔深度未达到 0.1 mm 且形貌未发生明显变化, 钛与铝焊缝之间仍存在尖角过渡; 激光能量对焊根处 Ti/Al 界面作用较小, 界面反应层厚度也未发生明显变化。

图 9 为焊接速率 v 对接头平均抗拉强度的影响。随着 v 不断增大, 接头抗拉强度呈先增大后减小的趋势, 当 $v = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 接头抗拉强度达到峰值。结合前文分析, 当 $v \leq 4 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 钛与铝焊缝成形变差, 影响了接头的力学性能。当 $v \geq 8 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 钛与铝焊缝冶金结合较弱, 接头力学性能未获得明显改善。

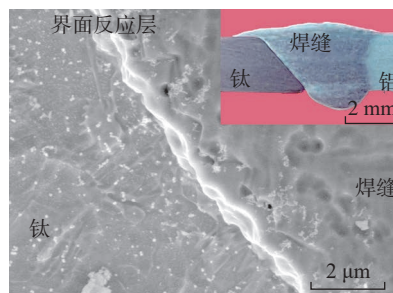
综上, Ti/Al 接头背面焊缝激光熔处理较好的工艺条件为 $d = 2 \text{ mm}$, $q = 1.3 \text{ kW}$, $v = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$, 所获接头的抗拉强度超过 280 MPa , 相比于 FA-MIG 单面高速焊接头提高了约 20%, 取该工艺下制得的 Ti/Al 接头进行后续研究。

2.5 Ti/Al 界面结合机制

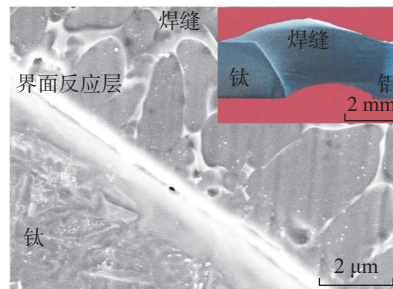
将试样平行于坡口面打磨至 Ti/Al 界面处, 对坡口面进行 XRD 分析, 结果如图 10 所示, 界面附近焊接区仅形成了 TiAl_3 一种新物相。为了进一步确认界面处物相分布, 对 Ti/Al 界面进行 EDS 分析, 选区位置及元素分布分析结果如图 11 所示, 元素分析结果如表 3 所示。钛与铝焊缝之间仅形成一层胞状界面反应层, EDS 元素分析发现反应层(B 区)中 Ti 与 Al 的原子比接近 1:3, 结合 XRD 分析结果可知, 该界面反应层为金属间化合物 TiAl_3 。

分析认为, 无论是前期 FA-MIG 正面焊接, 还是在后续激光重熔处理过程中, Ti/Al 界面处温度虽已达到 TiAl_3 生成的反应温度, 但均未超过钛

的熔点, 钛始终保持为固态。钛与铝焊缝异质界面处活性元素 Ti 与 Al 在高温下发生了相互扩散, Al 扩散至钛母材中形成一定厚度的 $\alpha\text{-Ti}(\text{Al})$ 固溶体, 由于 Al 是 $\alpha\text{-Ti}$ 中的稳定元素, 形成的 $\alpha\text{-Ti}(\text{Al})$ 固溶体层即使在超过 $882 \text{ }^\circ\text{C}$ 高温下也未发生 $\alpha\text{-Ti}(\text{Al})$ 向 $\beta\text{-Ti}(\text{Al})$ 的转变, 而是一直保留至室温。扩散至焊缝中的 Ti 在 Ti/Al 界面处富集, 与焊缝中的 Al 发生冶金反应 ($\text{Ti} + 3\text{Al} \rightarrow \text{TiAl}_3$), 形成一层胞状 TiAl_3 界面反应层。Ti/Al 焊缝之间正



(a) $q \leq 1.1 \text{ kW}$



(b) $q \geq 1.4 \text{ kW}$

图 6 激光功率 q 对背面焊缝成形形貌及根部 Ti/Al 界面显微组织的影响

Fig.6 Influence of laser power q on the back weld morphology and microstructure of Ti/Al interface

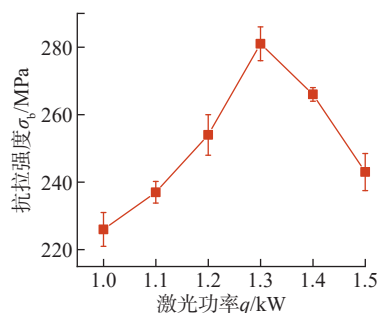
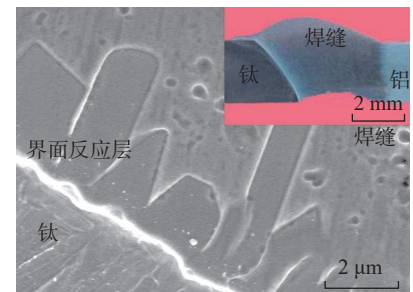
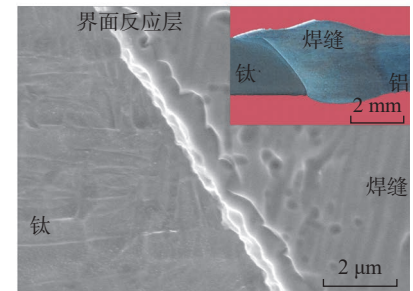


图 7 激光功率 q 对接头抗拉强度的影响
Fig.7 Influence of laser power q on the joint tensile strength



(a) $v \leq 4 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$



(b) $v \geq 8 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$

图 8 焊接速率 v 对背面焊缝成形形貌及根部 Ti/Al 界面显微组织的影响

Fig.8 Influence of welding speed v on the back weld morphology and microstructure of Ti/Al interface

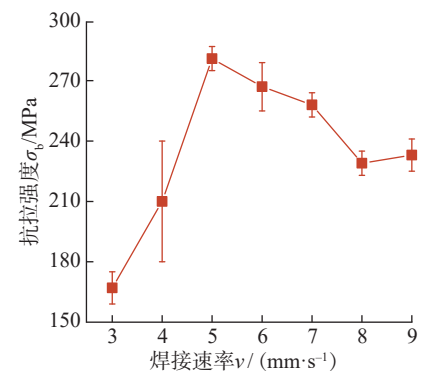


图 9 焊接速率 v 对接头抗拉强度的影响

Fig.9 Influence of welding speed v on the joint tensile strength

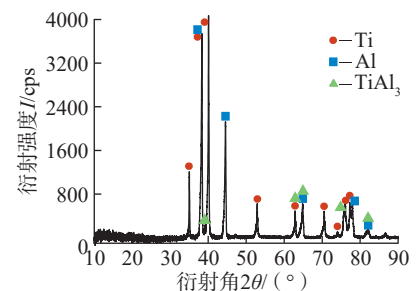


图 10 Ti/Al 界面 XRD 分析

Fig.10 XRD pattern of the Ti/Al interface

是通过形成胞状 TiAl₃ 层实现界面冶金结合。

2.6 Ti/Al 接头的拉伸断裂机理

拉伸测试后 Ti/Al 接头断裂情况如图 12 所示,断口形貌如图 13 所示。接头上部和中部主要断裂在焊缝内部,面积约占断面面积的 85%,呈粗糙的纤维状,主要由大量的撕裂韧窝组成,表现为韧性断裂;断口间存在一定数量的气孔,气孔缺陷的存在导致焊接接头有效结合面积减小,降低

了接头的力学性能。

接头根部区域断裂于 Ti/Al 界面附近,面积约占断面面积的 15%,断口较为平滑,存在大量的河流状花样。此外,显微组织显示断面上存在着大量的胞状凸起。对断面平滑区、胞状凸起进行 EDS 元素分析可知,平滑区内不同元素的原子数分数约为 Ti 74.45%、Al 12.58%、Mg 9.40%、V 3.57%,推测应是 α-Ti;胞状凸起处内不同元素的原子数分数约为

Ti 25.99%、Al 70.22%、Mg 2.58%、V 1.21%,Ti : Al 原子比约为 1 : 3,推测应是 TiAl₃。表明裂纹延伸过程中可沿 α-Ti/TiAl₃、TiAl₃/铝焊缝之间的异质界面进行扩展。

综上可知,背面焊缝虽然经过激光重熔处理,改善了钛与铝焊缝的尖角过渡,然而根部钛母材尖角处应力集中度仍然较大。该区界面反应层为 D022 四方结构的 TiAl₃,与面心立方结构的 α-Al,密排六方结构的 α-Ti 晶体结构、晶体取向差异大,异质界面处组织突变也容易形成较大的应力集中。此外, TiAl₃ 脆性较大,在受外加应力时, TiAl₃ 层内产生大量位错,位错向 α-Ti/TiAl₃、TiAl₃/Al 焊缝界面处迁移、聚集,形成位错塞积,导致进一步的应力集中^[20];当拉伸应力超过界面的结合能力时,裂纹将发生在焊根的异质界面处。裂纹沿着异质界面由根部向上扩展,延伸至接头中下部冶金结合强度较高的区域时,扩展受阻并偏转进入焊缝中^[16],焊缝主要由 α-Al 组成,具有良好的塑性,断裂过程中 α-Al 通过塑性变形形成大量撕裂棱和韧窝,因此焊缝主要呈韧性断裂方式。

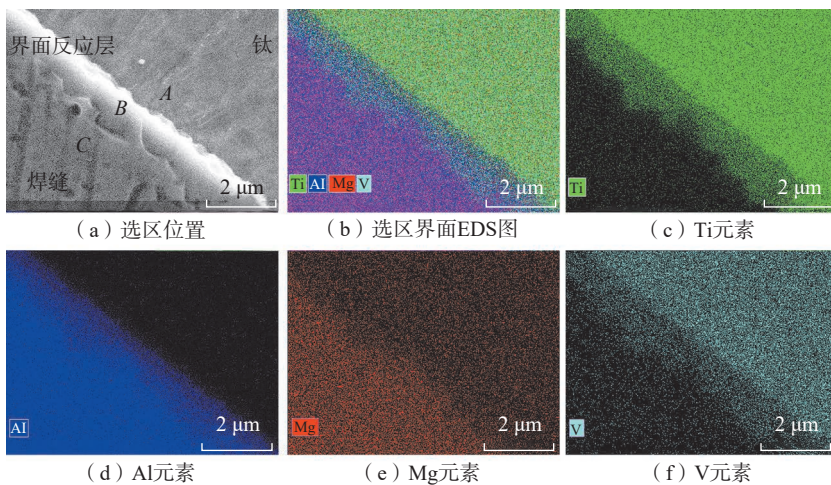


图 11 Ti/Al 界面 EDS 分析

Fig.11 EDS analysis for the Ti/Al interface

表 3 图 11 A~C 区 EDS 分析结果(原子数分数)

Table 3 EDS results for regions A~C in Fig. 11 (atomic fraction) %

区域	Ti	Al	Mg	V
A	86.90	9.62	0.12	3.36
B	26.23	71.32	0.98	1.47
C	0.13	98.98	0.89	0

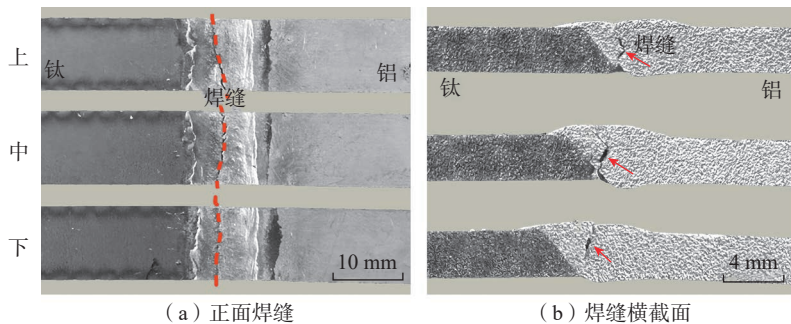


图 12 接头拉伸断裂形貌

Fig.12 Fracture morphologies for the tensile test joint

3 结论

(1) 激光向铝侧偏移量 d 、激光功率 q 和焊接速率 v 对 Ti/Al 接头的组织性能具有重要的影响,在 $d=2\text{ mm}$, $q=1.3\text{ kW}$, $v=5\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 条件下,焊缝重熔深度 0.5~1.0 mm 时,所制接头具有良好的焊缝成形形貌、Ti/Al 界面特性及力学性能。

(2) 在优化工艺条件下, Ti/Al 焊缝之间通过形成一层胞状 TiAl₃ 金属间化合物实现钎焊结合,接头上部 TiAl₃ 层厚度约 4 μm,接头根部 TiAl₃ 层厚度约 2 μm,接头厚度方向 Ti/Al 界面显微组织差异获得明显改善。

(3) 拉伸测试中,优化工艺所获 Ti/Al 接头的抗拉强度超过 280 MPa,相比于高速 FA-MIG 单面焊,接头抗拉强度提高了约 20%。

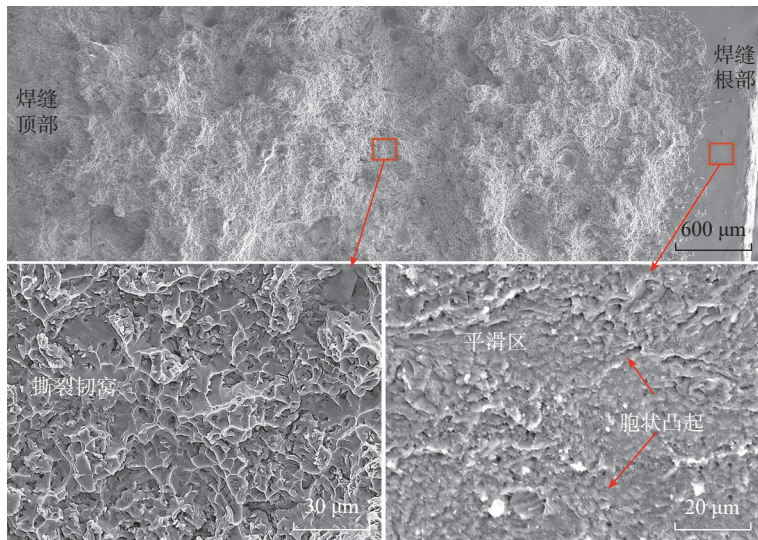


图 13 Ti/Al 接头断口形貌
Fig.13 Fracture morphologies for Ti/Al joints

参考文献

- [1] SANDERS D, EDWARDS P, GRANT G, et al. Superplastically formed friction stir welded tailored aluminum and titanium blanks for aerospace applications[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2010, 19(4): 515–520.
- [2] KOCIK R, KASCHEL S, KREIMEYER M, et al. Development of a new joining technology for hybrid metal aircraft structures[C]// *International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics*. San Francisco: Laser Institute of America, 2004: 5060292.
- [3] 李晓红, 毛唯, 曹春晓, 等. 钎焊与扩散焊在航空制造业中的应用[J]. *航空制造技术*, 2004, 47(11): 28–32.
- LI Xiaohong, MAO Wei, CAO Chunxiao, et al. Application of brazing and diffusion welding in aviation manufacturing industry[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2004, 47(11): 28–32.
- [4] MAJUMDAR B, GALUN R, WEISHEIT A, et al. Formation of a crack-free joint between Ti alloy and Al alloy by using a high-power CO₂ laser[J]. *Journal of Materials Science*, 1997, 32(23): 6191–6200.
- [5] MA Z P, WANG C W, YU H C, et al. The microstructure and mechanical properties of fluxless gas tungsten arc welding-brazing joints made between titanium and aluminum alloys[J]. *Materials & Design*, 2013, 45: 72–79.
- [6] KREIMEYER M, WAGNER F, VOLLERTSEN F. Laser processing of aluminum-titanium-tailored blanks[J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2005, 43(9): 1021–1035.
- [7] MÖLLER F, GRDEN M, THOMY C, et al. Combined laser beam welding and brazing process for aluminium titanium hybrid structures[J]. *Physics Procedia*, 2011, 12: 215–223.
- [8] LV S X, JING X J, HUANG Y X, et al. Investigation on TIG arc welding-brazing of Ti/Al dissimilar alloys with Al based fillers[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2012, 17(7): 519–524.
- [9] WEI S Z, LI Y J, WANG J, et al. Microstructure and joining mechanism of Ti/Al dissimilar joint by pulsed gas metal arc welding[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, 70(5): 1137–1142.
- [10] WEI S Z, LI Y J, WANG J, et al. Influence of welding heat input on microstructure of Ti/Al joint during pulsed gas metal arc welding[J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 2014, 29(8): 954–960.
- [11] WEI S, LI Y, WANG J, et al. Microstructure characteristics of Ti–2Al–Mn/Al 1060 dissimilar joint by pulsed gas metal arc welding-brazing[J]. *Metallic Materials*, 2016, 52(5): 305–311.
- [12] LI J Z, SUN Q J, LIU Y B, et al. Cold metal transfer welding-brazing of pure titanium TA2 to aluminum alloy 6061–T6[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2017, 19(2): 201600494.
- [13] SUN Q J, LI J Z, LIU Y B, et al. Microstructural characterization and mechanical properties of Al/Ti joint welded by CMT method—Assisted hybrid magnetic field[J]. *Materials & Design*, 2017, 116: 316–324.
- [14] MIAO Y G, MA Z W, YANG X S, et al. Experimental study on microstructure and mechanical properties of AA6061/Ti–6Al–4V joints made by bypass-current MIG welding-brazing[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 260: 104–111.
- [15] WEI S Z, RAO W J, LI Z Y, et al. Cold arc MIG welding of titanium Ti6Al4V to aluminum 5A05Al using Al–Mg5 filler[J]. *Metals and Materials International*, 2020, 26(10): 1555–1561.
- [16] WEI S, RAO W. Interfacial microstructure and fractography of Ti6Al4V/5A05Al dissimilar joint using the cold arc MIG welding[J]. *Metallic Materials*, 2021, 59(2): 131–139.
- [17] ZHANG Y F, HUANG J H, YE Z, et al. An investigation on butt joints of Ti6Al4V and 5A06 using MIG/TIG double-side arc welding-brazing[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, 27: 221–225.
- [18] SONG L L, WEI S Z, RAO W J, et al. Optimization of welding parameters during Ti–TA2/5A06Al dissimilar double-sided cold arc metal inert gas welding[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, 31(12): 9714–9726.
- [19] 宋琳玲, 魏守征, 李志勇, 等. 钛/铝双面冷弧 MIG 组合熔钎焊接接头组织和性能[J]. *焊接学报*, 2021, 42(2): 63–68, 101.
- SONG Linling, WEI Shouzheng, LI Zhiyong, et al. Microstructure and properties of Ti/Al joint using doublesided cold arc MIG welding-brazing[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2021, 42(2): 63–68, 101.
- [20] 刘李宾, 魏守征, 王建宏, 等. 高速超威弧 MIG 焊下 TC4/5A06 接头界面组织特性[J]. *焊接学报*, 2023, 44(11): 80–87, 133.
- LIU Libin, WEI Shouzheng, WANG Jianhong, et al. Interfacial microstructure of TC4/5A06 Al joint using high speed force arc MIG welding[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2023, 44(11): 80–87, 133.
- [21] MENG F S, YAO Z, VŠIANSKÁ M, et al. Theoretical investigations on structural, elastic, thermodynamic and electronic properties of Al₃Ti and Al₃V compounds in L1₂ structure under high pressure[J]. *Materials Research Express*, 2019, 6(5): 056536.

Influence of Laser Remelting for Back Weld on Microstructure Properties of High Speed FA–MIG Welded Ti/Al Joint

WEI Shouzheng¹, RAO Wenji¹, DUAN Qingyang², LI Zhiyong¹, ZHANG Yingqiao¹

(1. North University of China, Taiyuan 030051, China;

2. Taiyuan Jinxi Chunlei Copper Co., Ltd., Taiyuan 030008, China)

[ABSTRACT] The critical problem that Ti/Al dissimilar single-sided high speed FA–MIG welding faced to is the great difference in Ti/Al interfacial structural properties. Laser remelting on the back weld was used to deal with the Ti/Al interfacial heterogeneity and improve the joint mechanical properties. Contrastive analysis was conducted to study the influence of laser offset to the Al side d , laser power q , and welding speed v on the joint structural properties. The results showed that the joint structural properties were greatly influenced by d , q , and v . With optimal parameters of $d=2$ mm, $q=1.3$ kW, $v=5$ mm \cdot s⁻¹, the Ti/Al interfacial reaction layers thickness of the remelted joint root increased and difference in microstructure in the thickness-direction decreased; the tensile strength of the joint reached >280 MPa, which is approximately 20% higher than that of untreated joints; the tensile fractured surface exhibited fracture mechanism of plastic + ductile mixed.

Keywords: Titanium alloy; Aluminium alloy; Dissimilar welding; Laser remelting; Microstructure; Mechanical properties

(责编 晓月)

(上接第 116 页)

Study on Distribution Characteristics of Precipitated Phases and Corrosion Performance in Bobbin Tool Friction Stir Welding Joint of 2219 Aluminum Alloy Medium-Thickness Plate

ZHANG Hua¹, LI Zhihang¹, HAO Yunfei², JI Yajuan³, CHEN Min¹, TAO Huwei¹, JIANG Bingxin¹

(1. Beijing Institute of Pectrochemical Technology, Beijing 102617, China;

2. Capital Aerospace Machinery Company, Beijing 100076, China;

3. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China)

[ABSTRACT] The present study investigated the metallographic characteristics and distribution of precipitated phases within the weld nugget of 10 mm thick 2219–C10S aluminum alloy medium-thickness plate under different welding speeds using Bobbin tool friction stir welding (BT–FSW), providing significant reference value for improving the quality and performance of BT–FSW joints of 2219–C10S aluminum alloy. The results indicate that the inhomogeneity of heat input in the thickness direction of the plate leads to the formation of a clustered structure in center region of the weld nugget. There is a notable disparity in the content, size, and distribution of the Al₂Cu precipitates across various regions of the weld. In the center of weld nugget zone, the area proportion and average size of the precipitates are the smallest, with a particle-like dispersion and the highest number of particles. The shoulder-affected zone has the highest area proportion of precipitates, while the sizes of precipitates in the shoulder- and heat-affected zones are comparable. Periodic immersion corrosion tests revealed that the base material exhibits the poorest corrosion resistance, followed by the heat- and shoulder-affected zones, with the center of weld nugget zone demonstrating the optimal corrosion resistance.

Keywords: 2219 aluminum alloy; Bobbin tool friction stir welding (BT–FSW); Precipitate phase; Periodic immersion corrosion; Corrosion resistance

(责编 晓月)

引文格式:王翰辉,林长亮,李恭楠,等.氧化防护陶瓷涂层自修复与再制造研究进展[J].航空制造技术,2024,67(19):125-134.

WANG Hanhui, LIN Changliang, LI Gongnan, et al. Research progress on self-healing and remanufacturing of oxidation resistant ceramic coatings[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(19): 125-134.

氧化防护陶瓷涂层自修复与再制造研究进展

王翰辉^{1,2},林长亮¹,李恭楠¹,王开通¹,王熊^{1,2}

(1. 航空工业哈尔滨飞机工业集团有限责任公司飞机设计研究所,哈尔滨 150066;

2. 航空工业哈尔滨飞机工业集团有限责任公司天津民用直升机研发分公司,天津 300450)

[摘要] 以碳纤维增强碳基(C/C)复合材料为例的航空航天飞行器热结构部件服役条件恶劣,往往需要在其表面制备氧化防护陶瓷涂层,以抵御热-力-氧耦合环境的侵蚀。然而,自身脆性导致陶瓷涂层极易在外力作用下出现损伤,严重威胁热结构部件的服役安全性。针对氧化防护陶瓷涂层的损伤修复需求,基于涂层的损伤尺度,分别介绍了面向微观损伤的自修复技术与面向宏观损伤的再制造技术,针对两类技术的具体实施方式、研究现状、修复效果、优缺点及各自的适用场景进行了阐述,最后对氧化防护陶瓷涂层自修复与再制造的未来发展方向进行了展望。

关键词:氧化防护涂层;陶瓷涂层;自修复;再制造;热结构部件;C/C复合材料

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.19.125



王翰辉

博士,工程师,主要研究方向为需求论证与损伤维修。

随着航空技术的迅猛发展与飞行器最大速度的日益突破,高温、高应力状态成为航空装备服役环境的关键词,严苛的工作条件给飞行器热结构部件的选材带来严峻考验。碳

纤维增强碳基(C/C)复合材料具有密度低、比强度与比模量高、热膨胀系数小、高温力学性能不降反升等独特性能,是航空航天飞行器热结构部件的重要组成材料^[1-2]。然而,由于其全碳质结构的氧化敏感性,当C/C复合材料暴露在高于370℃的有氧环境中时,氧化导致的力学强度下降严重限制了该材料的应用^[3]。目前,解决该问题的有效方法是在C/C复合材料表面制备氧化防护陶瓷涂层^[4-6],以实现C/C复合材料基体与外界氧化介质的阻隔,提高材料的使用寿命和稳定性。

然而,在实际使用过程中,C/C复合材料表面陶瓷涂层往往需要经受制造运输等过程的磕碰,以及热-力-氧耦合等极端环境的侵蚀,容易因自身固有脆性出现应力崩裂、脱粘及剥蚀等问题,导致涂层失效^[7-8],进而引发灾难性后果。为保证使用

安全性,损伤部件常被替换并随之废弃^[9-10],而这类零部件的制备工艺复杂、制造周期长,致使更换成本明显增加。自修复与再制造是解决上述问题的有效手段,既可显著降低成本,又能满足环境友好性要求。将自修复与再制造应用于C/C复合材料等热结构部件表面氧化防护陶瓷涂层,对相关部件的服役寿命和使用安全性具有重要意义。

本文以氧化防护陶瓷涂层的损伤解决方案为出发点,基于涂层破损处的缺陷尺度,分别介绍了面向微观损伤的自修复技术与面向宏观损伤的再制造技术,汇总了各种技术的研究现状、优缺点及适用场景,旨在为氧化防护陶瓷涂层的损伤修复提供设计思路。

1 氧化防护陶瓷涂层

针对C/C复合材料的氧化防护方

法主要包括改性技术与涂层技术^[11]。涂层技术是在C/C复合材料基体表面制备具有抗高温氧化性能的防护涂层,以阻断氧气与基体间的接触,从源头上避免氧化反应的发生。相较于改性技术,涂层技术能够在更高温度下向基体提供长时间的可靠防护,应用更为广泛。

氧化防护陶瓷涂层的常规制备工艺包括包埋法(Pack cementation, PC)、等离子喷涂法(Plasma spray, PS)、化学气相沉积法(Chemical vapor deposition, CVD)、料浆涂刷法(Slurry spray, SS)、热压烧结法(Hot pressing sintering, HPS)等,如图1所示^[12]。其中,包埋法是一种将反应粉料包覆于基体周边,在高温石墨化炉内进行烧结熔渗的涂层制备方式,具有操作简便、成本较低、制得

的涂层致密度高且界面结合强度高等优点,但涂层厚度难以准确控制、物相分布均匀性较差^[13];等离子喷涂法以等离子弧为热源,该方法将陶瓷粉末送入等离子射流,形成熔融粉末粒子束,粒子束以极高的速度冲击至基体表面,冷却凝固后制得陶瓷涂层^[14],此方法的优势在于制备周期短、效率高、涂层厚度可控且表面粗糙度低,缺点是涂层孔隙率偏高、与基体间结合强度弱;化学气相沉积法是一种向高温反应室引入涂层组元和其他所需气体,通过化学反应在基体表面沉积相应固体薄膜的涂层制备方法,此方法所需温度较低、对涂层厚度与成分控制精准,但涂层与基体间结合强度差、工艺操作难度大^[15];料浆涂刷法是一种将均匀分散了原料粉的溶液涂刷于基体表面,

经烘干与高温烧结处理后得到涂层试样的涂层制备方法,其操作简单、成本低、涂层厚度可控,但涂层的致密度低、与基体间结合强度差,制备效果严重依赖于涂刷手法^[16];热压烧结法属于烧结工艺的一种,其特点是在升温的同时施加压力,进而加速涂层的致密化进程^[17],相较于其他烧结技术,该方法烧结温度较低、周期较短,所得涂层致密度高,但对设备的要求较高,且制造成本高、效率低^[18]。可见,上述技术均具备各自的适用场景,实际应用中需结合涂层的物相理化特性等进行选取。

氧化防护涂层的主要组分以碳化物、硅化物、硼化物、氮化物陶瓷为主,这是由于上述陶瓷材料具有熔点高、硬度大、高温稳定性较好的优势。其中,SiC与C/C复合材料基体

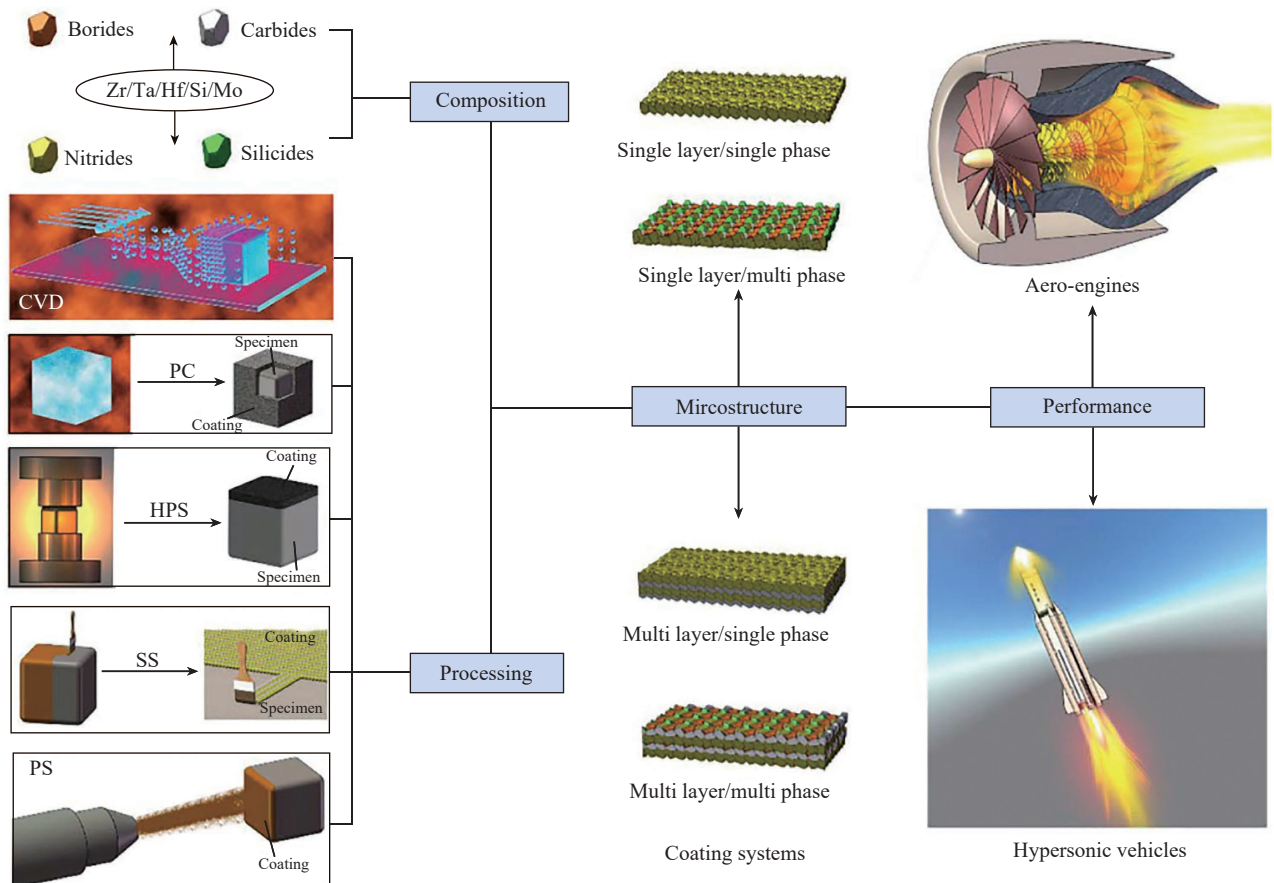


图1 C/C复合材料氧化防护陶瓷涂层的组成、制备工艺、微观结构及应用示意图^[12]

Fig.1 Schematic diagram of the composition, production process, microstructure, and application of the oxidation resistant ceramic coatings on C/C composites^[12]

的物理化学相容性好,且热膨胀系数与基体相近,可避免严重热失配问题的出现^[19]。经氧化后, SiC 涂层能够生成具有较低氧渗透率的 SiO₂ 玻璃层,有效阻止氧气的侵入,且 SiO₂ 相在高温下具备流动性,能够自愈合涂层在服役过程中产生的微裂纹、气孔等缺陷^[20],保证涂层长时间保持抗氧化性能。因此, SiC 常作为 C/C 复合材料的氧化防护内涂层,可根据实际使用环境,在其表面进一步涂覆 MoSi₂、ZrC、HfB₂ 等外涂层。外涂层材料需满足如下要求^[12]:(1)熔点高,在高温条件下保持较好的相稳定性;(2)氧渗透率低,有效阻止氧化介质的渗透侵蚀;(3)挥发性低,避免涂层材料在高温下的自行退化与过分消耗;(4)与内涂层的热膨胀系数匹配、化学性质相容,且界面结合紧密;(5)机械强度理想,在外界载荷作用下可保持自身完整性;(6)缺陷自愈合性能优异,能够通过自身氧化生成 SiO₂ 玻璃膜,既可实时弥合服役过程产生的气孔、裂纹等缺陷,又可阻止氧化介质向材料内部的渗透。

2 陶瓷涂层自修复与再制造研究

2.1 陶瓷涂层损伤及修复形式

带有氧化防护陶瓷涂层的 C/C 复合材料在制造(包括材料加工、构件运输与部件制造)及服役过程中均存在引发损伤的可能性^[21];前者是由不恰当的材料加工方法、构件运输方式或部件的机加工与组装步骤所引发的缺陷,后者是因为 C/C 复合材料常用作飞行器的热防护部件(图 2^[22]),需承受严重气动加热、高温燃气冲刷、巨大温度梯度,以及外来物体冲击等严峻的环境考验,导致涂层表面极易产生磨损、腐蚀、凹坑、冲击裂纹或局部剥落等缺陷^[23],增加了基体遭受氧化并引发灾难性后果的风险。

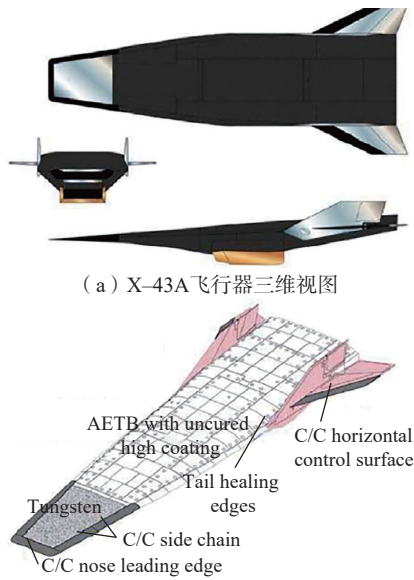


图 2 带有氧化防护陶瓷涂层的 C/C 复合材料热结构部件的服役部位示意图^[22]

Fig.2 Schematic diagram of the service position of C/C composite thermal structural components with oxidation resistant ceramic coating^[22]

为确保服役安全性,损伤部件常被替换并随之废弃,产生高昂的更换成本,损伤修复则是避免这一问题的有效途径。据报道,航空发动机制造商通过修复等方法可获得 30%~50% 的利润,可节省高达 75% 的新部件制造成本^[24]。因此,兼具成本效益和时效性的修复策略是提升热防护部件性能和使用寿命的高效手段。

氧化防护陶瓷涂层的损伤类型多样,可根据损伤尺度差异将涂层损伤分为肉眼不可见的微观损伤与肉眼可观测的宏观损伤。当微观损伤的尺寸极小时,不一定会直接引发涂层失效,但若置之不理,微观损伤易在外界载荷作用下因应力集中而增长,最终发展成为宏观损伤。微观损伤往往不需要借助外力修复技术,涂层的自愈合性能即可修复损伤。当氧化防护陶瓷涂层存在宏观损伤时,涂层屏障作用被大幅削弱,且损伤程度在外界载荷作用下持续加剧,直至缺陷贯穿涂层结构,基体随即发生局部裸露。由于 C/C 复合材料的氧化

敏感性,裸露处的基体会迅速遭受外界氧化介质的腐蚀,严重时结构内部出现大体积氧化空洞^[25],导致热结构部件因机械性能丧失而失效。相关研究表明,存在表面宏观损伤的涂层 C/C 复合材料在 1500 °C 的大气环境中暴露 5 h,失重率将高达 75%^[26],因此针对氧化防护陶瓷涂层的损伤修复技术至关重要。然而,肉眼可观测的宏观损伤已超出涂层的自修复能力范畴,必须借助外力完成修复与再制造,即在涂层大尺寸损伤处进行局部新涂层的制备,以实现受损部位的涂层再覆盖,保护基体免受外界环境侵蚀。值得注意的是,局部制备的修复层须与基体间呈现良好的润湿性,且与原有涂层的物相成分、热膨胀系数相近,以提升修复构件整体的物理化学相容性。一般常使用与原有涂层一致的材料进行损伤区域的修复。

2.2 陶瓷涂层自修复技术

自修复技术是研究者参照人体和自然界其他动植物的自我修复机制提出的概念,属于仿生技术的一种^[27]。通过弥散在氧化防护陶瓷涂层中的自愈合组元实现裂纹等微小缺陷的愈合,具体途径包括压应力自修复与氧化物封填自修复。

压应力自修复是利用自愈合组元在高温氧化过程中发生的相变与体积变化来实现损伤修复^[28],当裂纹附近的组元因化学或物理反应产生体积膨胀时,该区域所承受的压应力使得裂纹的扩展需要更多能量,进而促进缺陷愈合。Ouyang 等^[29]借助试验证明,当部件服役温度超过 ZrB₂ 的氧化起始温度时(973 K),可向氧化防护涂层中加入 ZrB₂ 组元,氧化后生成的 ZrO₂ 与 ZrSiO₄ 的体积分别膨胀了 13.6% 与 98%,在涂层内引发的压应力有效抑制了裂纹扩展,并将陶瓷涂层在 1500 °C 大气环境中的防护时间延长至 330 h。类似地,由 Y₂O₃ 稳定的 t-ZrO₂ 可在应

力诱导下,在 1123~1273 K 温度区间内发生 $t\text{-ZrO}_2$ 向 $m\text{-ZrO}_2$ 的相变,伴随物相体积增大,材料的断裂韧性与抗氧化性能提升^[30]。Koch 等^[31]发现,将自愈合组元 MoSi_2 引入 Y_2O_3 稳定氧化锆涂层中,通过氧化产物的体积膨胀实现了对裂缝的密封,阻止了裂纹从试样边缘向中心的扩散,并且可以通过检测反应产物所在部位来识别密封裂缝的位置(图 3),这一方式常适用于 1673~1973 K 的服役温度区间。

氧化物封填自修复是利用氧化生成的玻璃相作为封填剂,这是由于玻璃相的高温黏度较小,能够在毛细管力效应下流动,以实现了对微小缺陷的填补与愈合^[27]。氧化防护涂层的自愈合能力主要取决于玻璃相流动速率和挥发速率间的差值。硅基陶瓷涂层生成的氧化硅玻璃相在 1200 °C 的黏度约为 $10^6 \text{ Pa} \cdot \text{s}$ ^[32],不利于玻璃相的迁移与缺陷自愈合能力,故氧化硅或硅酸盐玻璃一般用于 1473 K 以上的工况中。例如, Wang 等^[33]制备了 $\text{ZrSi}_2\text{-MoSi}_2$ 抗氧化涂层,该试样经 1450 °C 氧化 42 h 后仍保持质量上升的趋势,说明涂层未出现严重裂纹或失效,且试验中观测到明显的裂纹愈合现象。硼化物生成的氧化硼或硼酸盐玻璃相在 873~1273 K 温度区间内呈现较好的流动性与自愈合能力。Yang 等^[34]在 C/C 复合材料表面制备了硼酸锌玻璃涂层,该涂层

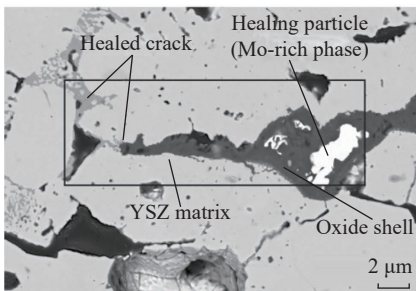


图 3 自愈合组元经 300 次热循环测试后的 SEM 照片^[31]

Fig.3 SEM image of a self-healing particle after 300-time thermal-cycle testing^[31]

在 600 °C 下氧化 15 h 后质量损失仅为 $1.52 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-2}$,远小于未包覆涂层的 C/C 复合材料的质量损失,表现出更好的抗氧化性能。许多学者为了拓宽上述两类玻璃相的最佳使用温度区间、拓展服役场景,选择将两者结合使用,即低温下以富硼玻璃的自愈合为主,高温时依靠硼硅酸盐玻璃涂层以提供缺陷修复与氧化防护,如图 4 所示^[32],由此实现了涂层在更宽温度范围(873~1973 K)内的防护作用。Yong 等^[35]在 SiC 涂层 C/C 复合材料表面制备了 $\text{MoSi}_2/\text{SiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$ 涂层,该涂层在 1073 K 空气中有效保护了 C/C 复合材料,保护时长超过 200 h,且几乎未出现质量损失;在 1773 K 空气中氧化 200 h 后,质量损失仅为 0.7%,这主要归功于该涂层在低温时形成的 B_2O_3 玻璃膜和高温时形成的硼硅酸盐玻璃相。Hu 等^[36]在 SiC 涂层 C/C 复合材料表面制备了 $\text{B}_4\text{C-}$

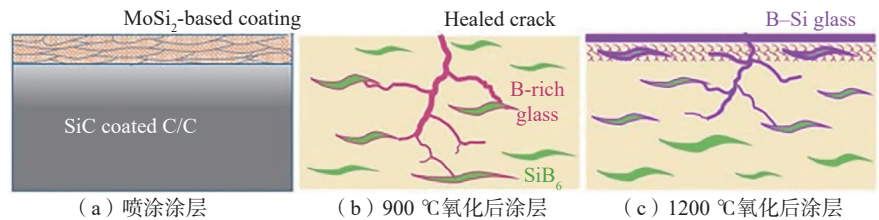


图 4 $\text{SiB}_6\text{-MoSi}_2$ 涂层经不同温度氧化后的示意图^[32]

Fig.4 Schematic diagram of $\text{SiB}_6\text{-MoSi}_2$ coatings following oxidation at different temperatures^[32]

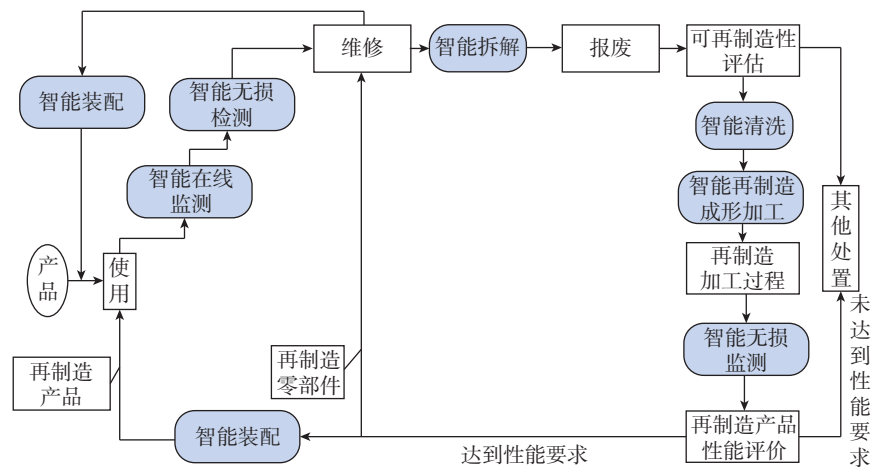


图 5 再制造的全寿命周期示意图^[39]

Fig.5 Life-cycle diagram of remanufacturing^[39]

陶瓷涂层常用的再制造方法包括喷涂技术与涂刷固化技术^[40-41], 实施过程如图6所示^[40]。喷涂技术是指利用特定的方式(如等离子焰)将引入的修复材料加热至熔融或半熔融状态,再加速喷射到待修复区域而沉积形成涂层的技术^[42]。Yang等^[43]采用等离子喷涂技术获得了具备自修复及自增韧能力的 Al_2O_3 涂层,结果表明,该方法适用于涂层损伤的修复。Rousseau等^[44]使用液体注入等离子喷涂法进行热障涂层的再制造,将修复材料以硝酸盐前驱体溶液的形式注入,通过等离子体放电得到氧化物涂层,完成了针对裂纹、孔隙等缺陷的修复。然而,喷涂再制造技术过程相对复杂,能量密度集中

程度较差,难以实现面向局部损伤的针对性修复。涂刷固化技术通过将含有修复材料的料浆或凝胶涂刷于待修复区域,随后进行加热或特定波长光线照射固化,从而实现损伤区域的涂层再覆盖。Deng等^[45]提出一种以聚硅氮烷为粘结剂的硼硅酸盐玻璃- B_2C /聚硅氮烷修复体系,经过200℃、30min的固化即可完成C/C复合材料刹车盘表面涂层的现场修复。Wang等^[46]以聚硅氮烷为粘结剂,将修复料浆涂刷于C/C复合材料表面涂层的损伤区域,经红外光固化后得到硼硅酸盐玻璃外层/莫来石耐热中间层/硅缓冲层涂层修复体系。由此可见,涂刷固化技术操作简单,对设备依赖性较小,适用于外场修复。

Wang等^[47]同样以聚硅氧烷为粘结剂,以 $SiC-ZrB_2$ 粉末为填料,对C/C复合材料表面的 $SiC-ZrB_2/SiC$ 涂层进行了宏观损伤修复,将涂刷修复剂的涂层试样置于真空中进行热处理,试样经1500℃持续270min的氧化后,质量损失可由7.66%降至-0.87%,表明热处理环节对氧化防护涂层的再制造具有重要影响。

作为再制造领域的重要组成部分,激光熔覆技术已被越来越多的学者用于陶瓷涂层的损伤修复。该技术利用高能量激光束使损伤部位注入的修复原料受热熔化,随后经高速冷却凝固或依靠原位反应生成所需涂层^[48-49],实现涂层损伤区域的填补修复。陶瓷具有熔点高、脆性大的特性,在激光瞬间扫描过程中极易出现因不能充分熔化或急速冷却而导致的结构内部多孔隙、裂纹等问题,严重时会导致涂层剥落。为避免上述现象的发生,Chen等^[50]提出以激光为热源打印高熔点陶瓷材料时,可将低熔点无机物作为粘结剂,成型后作为第二相存在于陶瓷材料中,无须通过后处理去除;该思路随后也得到了其他研究的证实和支持。例如,King等^[51]指出该方法适合用于连接如 SiC 、 C 此类的不熔相,即令不熔相与熔点相对低的陶瓷材料组成复合涂层,从而实现整体成型,并根据这一设想制得 $ZrB_2-ZrC-SiC-C$ 涂层。然而,即便涂层整体能够基本成型,其内部依然存在众多因陶瓷脆性与热失配导致的裂纹缺陷,在制备截面观测样品时,这些缺陷将在机械切割引入的应力作用下而扩展,出现严重的开裂现象,如图7(a)所示^[51]。Meyers等^[52]通过低熔点 Si 的熔化与再凝固成功实现了 SiC 不熔相的连接,虽然引入 Si 能够避免裂纹的产生,但所得试样的多孔隙问题(图7(b))依旧是后续研究需要克服的难点。Wang等^[53]在热防护陶瓷涂层损伤区域制备稀土 Sm 改性硼硅酸盐玻璃(Borosilicate

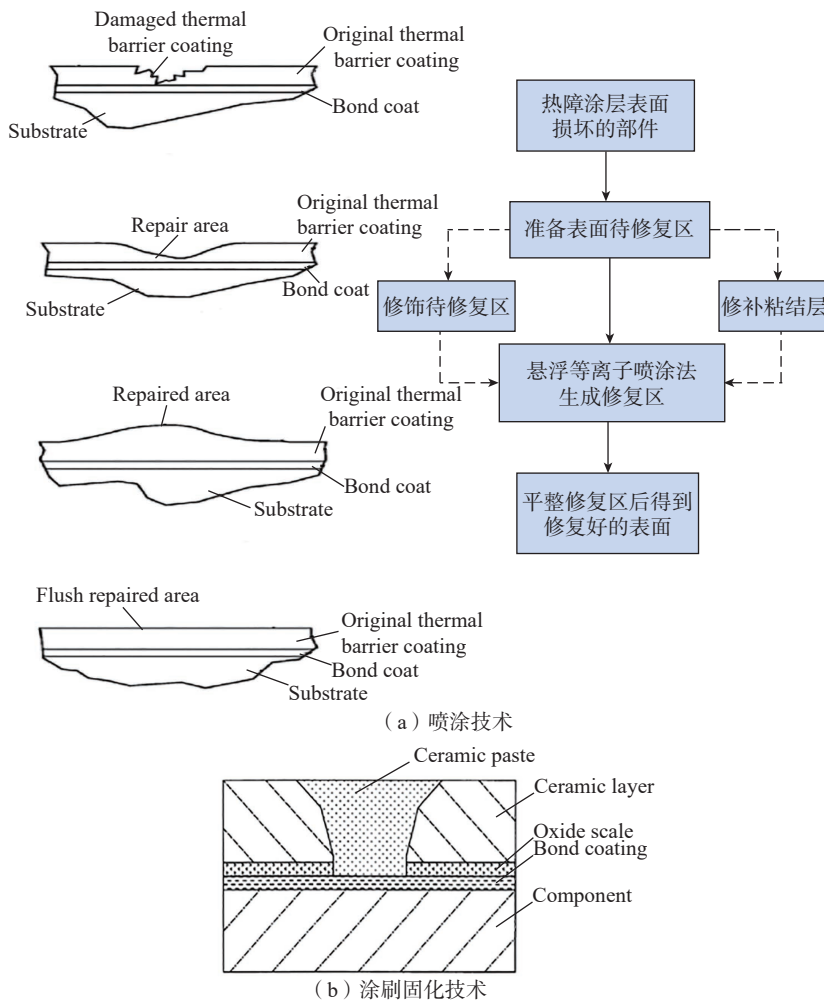


图6 损伤涂层再制造的常用方法^[40]

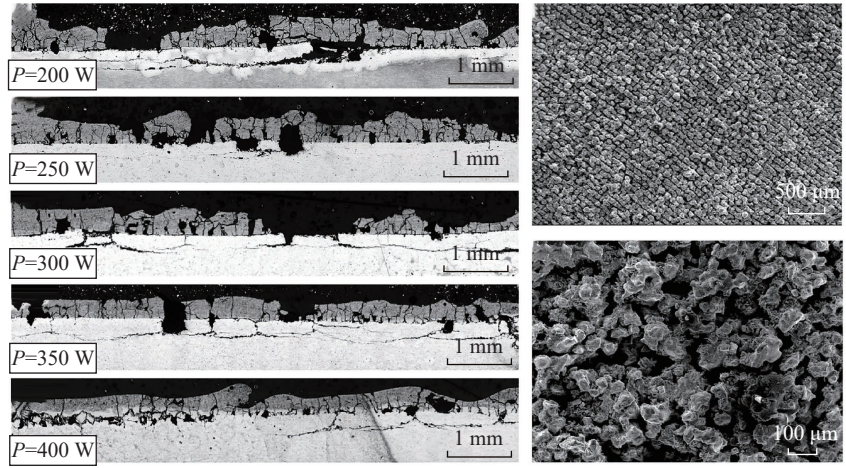
Fig.6 Common methods used in remanufacturing of damaged coating^[40]

glass, BSG) 涂层后发现, 稀土 Sm 通过提高修复材料对激光的吸收率而显著减少了再制造涂层的孔隙率(图 8 (a)~(c)), 且修复后涂层在 1773 K 下的抗氧化性能基本恢复至损伤前状态(图 8 (d))。

此外, 作为氧化防护陶瓷涂层的传统制备手段, 化学气相沉积法可通过向高温反应室内引入修复层组元与其他所需气体, 来实现损伤区域的涂层再覆盖。Mei^[54] 与 Park^[55] 等分别采用这一手段对材料表面的裂纹实现了填补修复, 结果表明, 由于化学气相沉积法良好的绕镀性, SiCl₄ 与 CH₄ 反应后新生成的 SiC 物相能够有效填补原始 SiC 涂层的裂纹缺陷, 如图 9 所示^[55]。但以该方法制得的再制造涂层的抗氧化性能有限, 修复后的 SiC 涂层在 1173 K、34 min 内的质量损失可达 20%, 表明该方法难以对全部损伤进行有效修复, 故目前仅有较少研究以化学气相沉积法进行陶瓷涂层的再制造。

3 自修复与再制造技术对比

结合工程实际, 氧化防护陶瓷涂层的损伤自修复与再制造应具备定位精准、修复迅速、适用性广、对基体无不良影响等特征。基于此, 对自修复与再制造技术的优势与不足进行汇总, 如表 1 所示。对比发现, 自修复技术具备定位精准优势, 可针对微观裂纹、孔隙等进行仅限于缺陷处的自修复^[56], 无须进行额外人为操作, 不存在操作难度, 且能够在损伤发生的初期、缺陷十分微小时完成及时的修复, 有效避免损伤尺度的扩大。然而, 该技术对涂层物相组成的依赖性极大, 要求必须存在自愈合组元^[57], 且自愈合程度有限, 仅能完成微观损伤的修复, 无法应对肉眼可见的宏观缺陷。相比之下, 再制造技术可满足宏观损伤的修复需求, 通过在涂层破损处制备新涂层, 实现对缺陷甚至

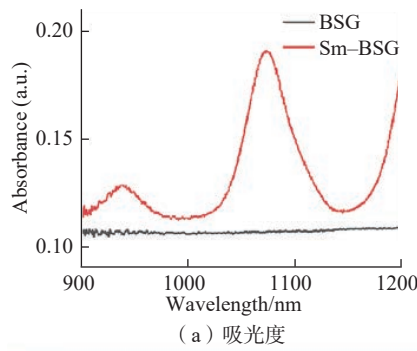


(a) 不同激光功率下制得的 ZrB₂-ZrC-SiC-C 涂层^[51]

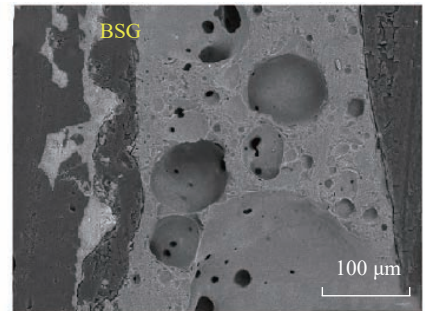
(b) 不同放大倍数下的激光成型 Si-SiC 涂层^[52]

图 7 ZrB₂-ZrC-SiC-C 涂层的截面形貌和 Si-SiC 涂层的表面形貌

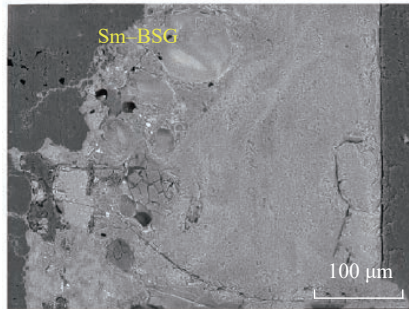
Fig.7 Cross-section morphologies of ZrB₂-ZrC-SiC-C coatings and surface morphologies of Si-SiC coatings



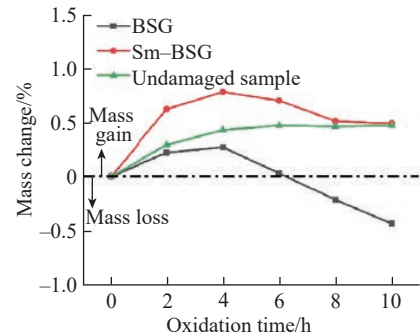
(a) 吸光度



(b) BSG 涂层剖面形貌



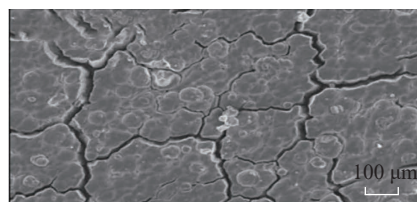
(c) Sm-BSG 涂层剖面形貌



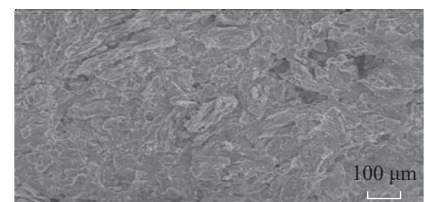
(d) 1773 K 氧化失重曲线

图 8 BSG 与 Sm-BSG 再制造涂层的表征^[53]

Fig.8 Characterizations of the BSG and Sm-BSG remanufactured coatings^[53]



(a) 化学气相沉积法修复前



(b) 化学气相沉积法修复后

图 9 SiC 涂层的表面形貌^[55]

Fig.9 Surface morphologies of the SiC coating^[55]

表1 氧化防护陶瓷涂层自修复与再制造技术汇总

Table 1 Summary of self-repair and remanufacturing technologies for oxidation resistant ceramic coatings

修复方法		优势	不足
自修复技术		对微观损伤进行精准修复；实时自修复，无须进行人为操作；在缺陷发生的初期及时修复，避免缺陷扩大	对涂层物相组成的依赖性极大；自愈合程度有限，仅能针对微观损伤修复
再制造技术	喷涂	适用的修复材料种类多；沉积速度较高，可实现高效修复；对基体热损伤小	难以精确控制沉积层厚度，需后处理步骤令修复涂层与原涂层厚度保持一致；沉积位置缺乏灵活性与可控性，不适用于腔体内部等复杂结构的修复；存在修复层孔隙率偏高、结合强度偏低的问题，不利于长时间的氧化防护
	涂刷固化	成本低廉、操作简单、快速高效；无需高温热处理，无基体热损伤；可实现现场修复	手工涂刷的不均匀性与不稳定性较大；仅适用于简单结构修复，且修复质量一般
	激光熔覆	适用的修复材料种类多；沉积速度快，可实现高效修复；对基体热损伤小；灵活性与可控性强，适合远距离传输、现场加工及形状复杂的异形件表面修复；依托于三维建模，对损伤部位的外形恢复程度高	极冷极热的加工过程，易引发脆性陶瓷修复层开裂；涂层无法与不熔基体间形成冶金结合，修复层结合强度较低
	化学气相沉积	涂层厚度与成分可精确控制；制备温度较低，对基体热损伤小；对裂纹等微缺陷的填充性较好	无法仅在特定区域生成涂层，不能满足局部修复要求；涂层结合强度较弱；制备周期较长

裸露基体的再覆盖。其中，喷涂技术适用的修复材料种类多、对基体热损伤小、沉积速度快，有助于实现快速高效修复；但该方法难以精确控制修复层厚度，需要打磨等后处理步骤使修复层与未损伤区域原涂层厚度一致，且沉积位置缺乏灵活性和可控性，往往需要用挡板将未损伤区域进行遮挡，修复层通常存在孔隙率偏高、结合强度偏低的问题，不利于修复后试样的长时间氧化防护^[58]。涂刷固化技术是最常见的再制造方法，其成本低廉、操作简单、快速高效，且热处理温度较低，不会对基体造成热损伤，对设备依赖程度较小，适用于现场修复；但手工涂刷环节易导致不均匀性与不稳定性，对操作人员要求较高，且涂刷涂料这一方式更适用于简单结构，难以进行腔体内部等复杂结构的修复^[59]。激光熔覆技术作为一种陶瓷涂层的新兴再制造方法，在喷涂技术所具备优势的基础上表现出极强的灵活性与可控性，该技术依托于光路的聚焦与导向，灵活实现作用位置与作用方向的变换；激光熔覆为无接触加工方法，能够对处于透明介质（如玻璃）内部的工件或具有

复杂结构的工件内壁进行加工，理论上只要是光能够到达的地方均可实现加工，通用性强^[60]。此外，激光熔覆技术尤其适合用于修复外形轮廓性强的涂层部位，可根据其表面轮廓信息测量数据进行三维模型重建，以逆向工程的方式快速精准地重塑零部件原始外形^[61]，避免修复过程对气动外形的损伤。然而，该方法极快的加热与冷却速度会引发剧烈热梯度，易在陶瓷成型过程中诱发裂纹，这一问题也是激光熔覆法用于陶瓷涂层再制造的最大阻碍；同时，修复层无法与C/C复合材料这类不熔基体形成冶金结合，导致结合强度有所下降。作为一种重要的涂层制备工艺，化学气相沉积技术良好的绕镀性使得该技术适用于裂纹等微缺陷填充，但该方法难以仅在特定区域生成涂层，且制备周期较长、与基体间结合强度较弱^[62]，故少有研究者采用该方法进行陶瓷涂层的再制造。

综上所述，目前尚未有一种自修复与再制造技术能够适用于氧化防护陶瓷涂层的所有损伤形式，不同方法均存在自身局限性，需要对受损涂层进行缺陷尺度评估、涂层成分鉴

别、维修现场条件分析，综合选取最优修复方案。

4 结论

为响应国家绿色发展号召、顺应低碳转型趋势，以碳纤维增强碳基（C/C）复合材料为代表的飞行器热结构部件表面氧化防护陶瓷涂层的快速修复需求逐渐显现。基于损伤尺度，可将涂层修复方法分为面向微观损伤的自修复技术与面向宏观损伤的再制造技术。通过对涂层自修复与再制造技术的研究现状及优缺点进行总结，分析了不同技术各自的适用场景。未来，氧化防护陶瓷涂层自修复与再制造技术的发展主要有以下4个方面。

（1）氧化防护陶瓷涂层表面及内部缺陷无损检测。损伤检测是涂层修复的第一步，只有明确了损伤形成的位置和尺寸，分析损伤的成因与严重程度，才便于选择恰当的自修复或再制造手段进行修复，避免裂纹、孔隙等损伤的进一步扩大。随着智能材料的持续发展，智能涂层这类具备实时健康监测能力的新型涂层将是未来的重要研究方向。

（2）氧化防护陶瓷涂层自修复

技术拓展。目前的陶瓷涂层自修复技术严重依赖涂层成分的自身特性,以硅基涂层与硼基涂层为主流材料,因此局限性较大。未来发展趋势之一是将自愈合组元以添加物的形式分散在任意成分的氧化防护陶瓷涂层中,当裂纹等缺陷扩展至自愈合组元附近时,组元会被激活并发挥愈合作用,可参考液芯/中空纤维技术、微胶囊自修复技术等。

(3) 氧化防护陶瓷涂层再制造流程规范化。我国尚未形成完整规范的再制造流程,在如何正确评估损伤涂层是否适合进行再制造及涂层经修复后是否符合使用标准两方面,仍存在一些问题。首先,在修复前对损伤涂层进行性价比评估至关重要,在用何种方式判断损伤涂层有无可修复性及如何分辨自修复与再制造的损伤尺度界限的问题上,亟须产-学-研的相互合作与推进。此外,当损伤涂层的残存厚度低于临界尺寸或产生无法修复的破损时,则难以在原有涂层基础上直接进行局部新涂层的制备,需对原有涂层进行去除并重新涂覆涂层,其中对于“临界尺寸”与“无法修复的破损”的判断标准有待持续完善。最后,证明再制造涂层的氧化防护性能是否与损伤前相当的难度较大。当前工业界缺乏普适性经验,需要探索一种有效评判再制造效果的标准,以实现性能保持率或提升率等指标的定量计算。

(4) 可实施损伤修复的陶瓷涂层与基体类型拓展。由于再制造技术并未对涂层或基体物相提出严苛要求,故可将该方法的应用范围进一步延伸。除氧化防护陶瓷涂层外,用于保护高温工作状态的航空发动机免受极端温度和腐蚀性环境影响的环境障涂层(EBC)等也可使用相同方式进行损伤修复,且涂层构件的基体材料不限于C/C复合材料,亦可选择抗氧化性能更佳的碳/陶复合材料等。

参考文献

- [1] 续润洲, 岳喜山, 邓云华, 等. C/C 复材与高温合金异种材料蜂窝结构钎焊界面组织及力学性能[J]. 航空制造技术, 2023, 66(18): 86-90, 97.
- [2] XU Runzhou, YUE Xishan, DENG Yunhua, et al. Microstructure and mechanical properties of brazing interface between C/C composite and superalloy dissimilar material honeycomb structure[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(18): 86-90, 97.
- [3] FU Q G, ZHANG P, ZHUANG L, et al. Micro/nano multiscale reinforcing strategies toward extreme high-temperature applications: Take carbon/carbon composites and their coatings as the examples[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 96: 31-68.
- [4] 解齐颖, 张伟, 朱阳, 等. 超高温陶瓷改性碳/碳复合材料[J]. 材料工程, 2021, 49(7): 46-55.
- [5] XIE Qiyang, ZHANG Yi, ZHU Yang, et al. Ultra-high temperature ceramics modified carbon/carbon composites[J]. Journal of Materials Engineering, 2021, 49(7): 46-55.
- [6] 杨鑫, 黄启忠, 苏哲安, 等. C/C 复合材料的高温抗氧化防护研究进展[J]. 宇航材料工艺, 2014, 44(1): 1-15.
- [7] YANG Xin, HUANG Qizhong, SU Zhean, et al. Review of recent progress on oxidation protection for C/C composites at high temperature[J]. Aerospace Materials & Technology, 2014, 44(1): 1-15.
- [8] LI H J, YAO X Y, ZHANG Y L, et al. Anti-oxidation properties of ZrB₂ modified silicon-based multilayer coating for carbon/carbon composites at high temperatures[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(7): 2094-2099.
- [9] REN X R, WANG W H, CHEN P, et al. Investigations of TaB₂ on oxidation-inhibition property and mechanism of Si-based coatings in aerobic environment with broad temperature region for carbon materials[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2019, 39(15): 4554-4564.
- [10] LI B B, MAO B X, WANG X B, et al. Fabrication and frictional wear property of bamboo-like SiC nanowires reinforced SiC coating[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 389: 125647.
- [11] WILLIAMS S D, CURRY D M, CHAO D C, et al. Ablation analysis of the Shuttle Orbiter oxidation protected reinforced carbon-carbon[J]. Journal of Thermophysics and Heat Transfer, 1995, 9(3): 478-485.
- [12] LEE J H, LEE C M, KIM D H. Repair of damaged parts using wire arc additive manufacturing in machine tools[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 16: 13-24.
- [13] RABE D, BÖHNKE P R C, KRUPPKE I, et al. Novel repair procedure for CFRP components instead of EOL[J]. Materials, 2021, 14(11): 2711.
- [14] ZENG X R, LI H J, YANG Z, et al. Oxidation resistance and self-sealing property of ceramic coatings for C/C composites[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 1999, 12(2): 49-52.
- [15] NI D W, CHENG Y, ZHANG J P, et al. Advances in ultra-high temperature ceramics, composites, and coatings[J]. Journal of Advanced Ceramics, 2022, 11(1): 1-56.
- [16] XIE A L, YANG F, ZHANG B, et al. Isothermal and cyclic oxidation behavior of a sandwiched coating for C/C composites[J]. Ceramics International, 2021, 47(23): 32505-32513.
- [17] SHUAI K, ZHANG Y L, FU Y Q, et al. MoSi₂-HfC/TaC-HfC multi-phase coatings synthesized by supersonic atmospheric plasma spraying for C/C composites against ablation[J]. Corrosion Science, 2021, 193: 109884.
- [18] 徐振男, 张立强, 陈招科, 等. 沉积条件对化学气相沉积 SiC 涂层沉积速率的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2022, 53(7): 2467-2475.
- [19] XU Zhennan, ZHANG Liqiang, CHEN Zhaoke, et al. Effect of deposition conditions on deposition rates of SiC coatings by chemical vapor deposition[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2022, 53(7): 2467-2475.
- [20] ZHU X F, ZHANG Y L, ZHANG J, et al. A compound glass coating with micropores to protect SiC-coated C/C composites against oxidation at 1773 K and 1973 K[J]. Corrosion Science, 2022, 195: 109983.
- [21] FU Q G, CAO C W, LI H J, et al. A Si-SiC oxidation-resistant coating for carbon/carbon composites by hot-pressing reaction technique[J]. International Journal of Applied Ceramic Technology, 2014, 11(2): 342-349.
- [22] GOLESTANI F, ZAKERI M, RAZAVI M, et al. Microstructure and ablative properties of Si-SiC coating prepared by spark plasma sintering[J]. Ceramics International, 2018, 44(7): 8403-8408.

- [19] WANG P P, TONG M D, WANG H H, et al. Gradient HfB_2 -SiC multilayer oxidation resistant coating for C/C composites[J]. *Ceramics International*, 2018, 44(17): 20968-20973.
- [20] QIANG X F, LI H J, ZHANG Y L, et al. A modified dual-layer SiC oxidation protective coating for carbon/carbon composites prepared by one-step pack cementation[J]. *Corrosion Science*, 2011, 53(1): 523-527.
- [21] HESLEHURST R B. Engineered repairs of composite structures[M]. Boca Raton: Taylor & Francis Group, 2019: 14-20.
- [22] RIVERS H K, GLASS D E. Advances in hot structure development[C]// 5th European Workshop on Thermal Protection Systems and Hot Structures. Noordwijk: European Space Agency, 2006: 631.
- [23] LIN Z M. Scenarios for the aviation industry: A Delphi-based analysis for 2025[J]. *Journal of Air Transport Management*, 2012, 22: 28-35.
- [24] ALFRED I, NICOLAUS M, HERMSDORF J, et al. Advanced high pressure turbine blade repair technologies[J]. *Procedia CIRP*, 2018, 74: 214-217.
- [25] WANG H H, TENG L, XU J, et al. Enhanced oxidation resistance of Mo-modified Si-SiC coating on C/C composites by laser-inducing[J]. *Applied Surface Science*, 2022, 575: 151786.
- [26] WANG H H, LI H J, SHI X H, et al. Repair of SiC coating on carbon/carbon composites by laser cladding technique[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(11): 19537-19544.
- [27] AOUADI S M, GU J J, BERMAN D. Self-healing ceramic coatings that operate in extreme environments: A review[J]. *Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films*, 2020, 38(5): 050802.
- [28] 李贺军, 陈苗苗, 姚西媛, 等. 自愈合 C/C 复合材料的研究现状与展望[J]. *硅酸盐学报*, 2018, 46(1): 142-149.
- LI Hejun, CHEN Miaomiao, YAO Xiyuan, et al. Status and prospect of self-healing for carbon/carbon composites research[J]. *Journal of the Chinese Ceramic Society*, 2018, 46(1): 142-149.
- [29] OUYANG H B, LI C Y, HUANG J F, et al. Self-healing ZrB_2 - SiO_2 oxidation resistance coating for SiC coated carbon/carbon composites[J]. *Corrosion Science*, 2016, 110: 265-272.
- [30] 刘宝林, 刘荣军, 张长瑞, 等. SiC_x/SiC 复合材料高温抗氧化研究进展[J]. *硅酸盐通报*, 2014, 33(5): 1107-1112, 1118.
- LIU Baolin, LIU Rongjun, ZHANG Changrui, et al. Research progress on high temperature anti-oxidation of SiC_x/SiC composites[J]. *Bulletin of the Chinese Ceramic Society*, 2014, 33(5): 1107-1112, 1118.
- [31] KOCH D, MACK D E, VASSEN R. Degradation and lifetime of self-healing thermal barrier coatings containing MoSi_2 as self-healing particles in thermo-cycling testing[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2022, 437: 128353.
- [32] WANG L, WANG W Y, FU Q G. The improvement of the self-healing ability of MoSi_2 coatings at 900-1200 °C by introducing SiB_6 [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2020, 40(8): 2896-2906.
- [33] WANG L, FU Q G, ZHAO F L, et al. Constructing self-healing ZrSi_2 - MoSi_2 coating for C/C composites with enhanced oxidation protective ability[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2018, 347: 257-269.
- [34] YANG L Q, HUANG J F, CAO L Y, et al. Influence of hydrothermal treatment on the microstructure and oxidation resistance of a $\text{Zn}_2\text{B}_2\text{O}_7 \cdot \text{H}_2\text{O}$ ($4\text{ZnO} \cdot \text{B}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$) coating for C/C composites[J]. *Materials at High Temperatures*, 2016, 33(3): 283-287.
- [35] YONG X, CAO L Y, HUANG J F, et al. Microstructure and oxidation protection of a $\text{MoSi}_2/\text{SiO}_2$ - B_2O_3 - Al_2O_3 coating for SiC-coated carbon/carbon composites[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 311: 63-69.
- [36] HU C L, PANG S Y, TANG S F, et al. Long-term oxidation behavior of carbon/carbon composites with a $\text{SiC}/\text{B}_4\text{C}$ - B_2O_3 - SiO_2 - Al_2O_3 coating at low and medium temperatures[J]. *Corrosion Science*, 2015, 94: 452-458.
- [37] 李方义, 戚小霞, 李燕乐, 等. 盾构机关键零部件再制造修复技术综述[J]. *中国机械工程*, 2021, 32(7): 820-831.
- LI Fangyi, QI Xiaoxia, LI Yanle, et al. Review on repair technologies for key part remanufacturing of shield machines[J]. *China Mechanical Engineering*, 2021, 32(7): 820-831.
- [38] 封慧, 李剑峰, 孙杰. 曲轴轴颈损伤表面的激光熔覆再制造修复[J]. *中国激光*, 2014, 41(8): 0803003.
- FENG Hui, LI Jianfeng, SUN Jie. Study on remanufacturing repair of damaged crank shaft journal surface by laser cladding[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2014, 41(8): 0803003.
- [39] 徐滨士, 夏丹, 谭君洋, 等. 中国智能再制造的现状与发展[J]. *中国表面工程*, 2018, 31(5): 1-13.
- XU Binshi, XIA Dan, TAN Junyang, et al. Status and development of intelligent remanufacturing in China[J]. *China Surface Engineering*, 2018, 31(5): 1-13.
- [40] YANG X, ZHANG J, LU Z, et al. Removal and repair techniques for thermal barrier coatings: A review[J]. *Transactions of the IMF*, 2020, 98(3): 121-128.
- [41] 陈举, 苏倩, 耿永祥, 等. 热障涂层失效行为及其修复再制造研究进展[J]. *航空工程进展*, 2021, 12(4): 25-35.
- CHEN Ju, SU Qian, GENG Yongxiang, et al. Research progress on failure behavior and repair remanufacturing of thermal barrier coatings[J]. *Advances in Aeronautical Science and Engineering*, 2021, 12(4): 25-35.
- [42] 李丹阳, 殷凤仕, 王晓明, 等. 镍基高温合金修复强化技术研究现状及发展趋势[J]. *表面技术*, 2020, 49(8): 105-122.
- LI Danyang, YIN Fengshi, WANG Xiaoming, et al. Research status and development trend of reinforcement technique of nickel-based superalloy[J]. *Surface Technology*, 2020, 49(8): 105-122.
- [43] YANG K, FENG J W, ZHOU X M, et al. In-situ formed γ - Al_2O_3 nanocrystals repaired and toughened Al_2O_3 coating prepared by plasma spraying[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2012, 206(13): 3082-3087.
- [44] ROUSSEAU F, QUINSAC A, MORVAN D, et al. A new injection system for spraying liquid nitrates in a low power plasma reactor: Application to local repair of damaged thermal barrier coating[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 357: 195-203.
- [45] DENG J L, HU K Y, LU B F, et al. Influence of B_4C on oxidation resistance of PSN/borosilicate glass- B_4C field-based repair coating of C/C aircraft brake materials at 700-900 °C[J]. *Ceramics International*, 2019, 45(16): 20860-20872.
- [46] WANG K W, LUO L, LU Y H, et al. In-field reparation of the damaged coatings for C/C composites[J]. *Ceramics International*, 2015, 41(6): 7549-7555.
- [47] WANG W Y, FU Q G. Recovery in oxidation behavior of damaged $\text{SiCZrB}_2/\text{SiC}$ coating of carbon/carbon composites[J]. *Journal of Materiomics*, 2023, 9(3): 541-550.
- [48] LI X B, LI T, SHI B W, et al.

The influence of substrate tilt angle on the morphology of laser cladding layer[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 391: 125706.

[49] YUAN W Y, LI R F, CHEN Z H, et al. A comparative study on microstructure and properties of traditional laser cladding and high-speed laser cladding of Ni45 alloy coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 405: 126582.

[50] CHEN Z W, LI Z Y, LI J J, et al. 3D printing of ceramics: A review[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, 39(4): 661–687.

[51] KING D, MIDDENDORF J, CISSEL K, et al. Selective laser melting for the preparation of an ultra-high temperature ceramic coating[J]. *Ceramics International*, 2019, 45(2): 2466–2473.

[52] MEYERS S, DE LEERSNIJDER L, VLEUGELS J, et al. Direct laser sintering of reaction bonded silicon carbide with low residual silicon content[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2018, 38(11): 3709–3717.

[53] WANG H H, TENG L, KONG J G, et al. Enhancing anti-oxidation and thermal-radiation performance of the repaired borosilicate glass coating on C/C composites by Sm-doping[J]. *Journal of Materiomics*, 2022,

8(2): 417–426.

[54] MEI H, XU Y, TAO J, et al. Oxidation resistance comparison of coating repaired mechanical cracks in carbon fibre reinforced silicon carbide composite[J]. *Advances in Applied Ceramics*, 2016, 115(6): 322–326.

[55] PARK J W, KIM E S, KIM J U, et al. Enhancing the oxidation resistance of graphite by applying an SiC coat with crack healing at an elevated temperature[J]. *Applied Surface Science*, 2016, 378: 341–349.

[56] 汪鸿宇, 杜娟, 刘川扬, 等. 金属表面自愈合涂层的设计制备与性能研究进展[J]. *有色金属工程*, 2023, 13(1): 18–30.

WANG Hongyu, DU Juan, LIU Chuanyang, et al. Progress in design, preparation and properties of self-healing coatings on metal surfaces[J]. *Nonferrous Metals Engineering*, 2023, 13(1): 18–30.

[57] 耿洪滨, 宋艺, 张晓东, 等. 面向先进热障涂层的陶瓷材料研究进展[J]. *航空制造技术*, 2023, 66(20): 20–35.

GENG Hongbin, SONG Yi, ZHANG Xiaodong, et al. Research progress on ceramic materials toward advanced thermal barrier coatings[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2023, 66(20): 20–35.

[58] 梅宗书, 石成英, 吴婉娥. C/C 复

合材料抗氧化性能研究进展[J]. *固体火箭技术*, 2017, 40(6): 758–764, 769.

MEI Zongshu, SHI Chengying, WU Wane. Advances in ablation thermal protection of C/C composites[J]. *Journal of Solid Rocket Technology*, 2017, 40(6): 758–764, 769.

[59] 窦如令. 碳碳复合材料 SiC/Cr–Al–Si 复合涂层的抗氧化性能研究[J]. *中国陶瓷*, 2018, 54(9): 54–60.

DOU Ruling. Study on the oxidation resistance of carbon/carbon composite materials with SiC/Cr–Al–Si composite coating[J]. *China Ceramics*, 2018, 54(9): 54–60.

[60] ZHOU L, MA G Z, ZHAO H C, et al. Research status and prospect of extreme high-speed laser cladding technology[J]. *Optics & Laser Technology*, 2024, 168: 109800.

[61] ILJASZEWICZ P, ŁUSIAK T, PASTUSZAK A, et al. Aerodynamic analysis of the aircraft model made with the 3D printing method[J]. *Transportation Research Procedia*, 2020, 51: 118–133.

[62] LI L, LI H J, LIN H J, et al. Comparison of the oxidation behaviors of SiC coatings on C/C composites prepared by pack cementation and chemical vapor deposition[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2016, 302: 56–64.

Research Progress on Self-Healing and Remanufacturing of Oxidation Resistant Ceramic Coatings

WANG Hanhui^{1,2}, LIN Changliang¹, LI Gongnan¹, WANG Kaitong¹, WANG Xiong^{1,2}

(1. Aircraft Design and Research Institute, AVIC Harbin Aircraft Industry Group Co., Ltd., Harbin 150066, China;

2. Tianjin Civil Helicopter R&D Branch, AVIC Harbin Aircraft Industry Group Co., Ltd., Tianjin 300450, China)

[ABSTRACT] The thermal structural components of aerospace vehicles using carbon fiber reinforced carbon matrix (C/C) composites as raw materials, are facing harsh service conditions and require oxidation resistant ceramic coatings on their surfaces to resist the erosion in thermo–mechanical–oxygenic coupling environments. However, the brittleness of ceramic coatings make them highly susceptible to damage under external forces, posing a serious threat to the service safety of thermal structural components. Driven by the repair needs of oxidation resistant ceramic coatings and based on the damage size of coatings, the self-healing technology for micro damage and the remanufacturing technology for macro damage are introduced. The implementation methods, research status, repair effects, advantages & disadvantages and application scenarios of the two technologies are elaborated. Finally, the future development directions of the self-healing and remanufacturing of oxidation resistant ceramic coatings are discussed.

Keywords: Oxidation resistant coating; Ceramic coating; Self-healing; Remanufacturing; Thermal structural component; C/C composites

(责编 向阳)

引文格式: 杜彦斌, 雷鑫, 张文平, 等. 航空用17-4PH表面激光熔覆15-5PH涂层组织与性能分析[J]. 航空制造技术, 2024, 67(19): 135-142.

DU Yanbin, LEI Xin, ZHANG Wenping, et al. Microstructure and properties of 15-5PH coatings by laser cladding on 17-4PH surfaces for aviation applications[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(19): 135-142.

航空用 17-4PH 表面激光熔覆 15-5PH 涂层组织与性能分析*

杜彦斌¹, 雷鑫^{1,2}, 张文平^{1,2}, 陈泓西^{1,2}, 李志强^{1,2}

(1. 重庆工商大学智能装备绿色设计与制造重庆市重点实验室, 重庆 400067;

2. 重庆工商大学机械工程学院, 重庆 400067)

[摘要] 17-4PH 不锈钢广泛应用于航空航天领域涡轮机叶片等关键零部件。为实现航空用 17-4PH 零部件损伤后的修复与再制造, 利用激光熔覆技术在 17-4PH 表面制备 15-5PH 涂层, 并对涂层的物相、显微组织、显微硬度、耐磨性能及耐腐蚀性能进行分析。结果表明, 涂层主要由 Fe-Cr、马氏体及 α -Fe 组成; 涂层与基体的结合区为平面晶, 底部及中部以柱状晶为主, 顶部由柱状晶和少量等轴晶组成。涂层与基材的平均显微硬度分别为 408.7HV_{0.5} 和 347.5HV_{0.5}, 涂层硬度较基材提高 17.6%; 涂层与基材的平均摩擦系数分别为 0.3051 和 0.3754, 磨损截面面积分别为 813.74 μm^2 和 2058.12 μm^2 , 涂层的耐磨损性能明显优于基材。涂层与基材的自腐蚀电位 (E_{corr}) 分别为 -1.0780 V 和 -1.0975 V, 自腐蚀电流密度 (I_{corr}) 分别 1.229 $\times 10^{-3}$ mA/cm² 和 0.907 $\times 10^{-3}$ mA/cm², 涂层的耐腐蚀性能与基材相当。涂层的组织及表面性能结果表明, 激光熔覆 15-5PH 涂层可用于航空用 17-4PH 零部件的修复与再制造。

关键词: 激光熔覆; 再制造; 17-4PH; 15-5PH; 耐腐蚀

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.19.135



杜彦斌

教授, 博士, 研究方向为绿色制造与再制造。

17-4PH 不锈钢因优异的机械性能、耐腐蚀性及耐磨损性, 常被用于制造关键的航空零部件, 包括飞机起落架、航空发动机部件和涡轮机叶片等。该类零部件在实际应用中需承受极端工作环境, 如在高温高压条件下连续运行、高速摩擦及暴露在腐蚀介质中, 这些严苛条件容易导致零部件的磨损、腐蚀和疲劳失效, 不满足长期服役的要求^[1-3]。因此, 针对航空用 17-4PH 损伤零部件的修复与再制造手段为延长其服役寿命及提高资源利用率提供了切实可行的途径^[4]。作为一种先进的表面修复与再制造技术, 激光熔覆技术利用高

能激光束将粉末材料和损伤表面快速熔化, 冷却凝固后形成组织结构致密、性能优良的涂层^[5-7]。相较于热喷涂、电弧熔覆技术和等离子喷涂等传统修复与再制造技术, 激光熔覆技术具有能量密度高、能耗低、热影响区域小等优势^[8], 可对任意区域、形状复杂的损伤零部件进行修复与再制造^[9]。

目前, 国内外大量学者采用激光熔覆技术在诸多领域展开了修复与再制造技术的研究。李胜等^[10]利用激光熔覆技术在 Inconel 718 合金表面制备了一种 Inconel 718 改进型的镍基高温耐磨合金涂层, 对超临界机

* 基金项目: 重庆市教委科学技术研究重大项目(KJZD-M202400801); 重庆市高校创新研究群体资助项目(CXQT21024); 重庆英才计划(CQYC20210302226)。

组镍基合金阀门的密封面进行修复与再制造。Chen 等^[11]采用激光熔覆技术在受损碳钢表面制备碳化钛和二氧化钛增强复合涂层,对碳钢零件进行修复与再制造。Zhang 等^[12]以钴基和镍基合金为原料,在 1Cr12 马氏体不锈钢表面进行激光熔覆,对核反应堆中的泵轴和阀杆进行修复与再制造。李允东等^[13]利用激光熔覆技术在 28CrMoNiV 钢基板上熔覆自制铁基合金粉末,对汽轮机转子进行修复与再制造。其中,有部分学者利用激光熔覆技术对航天航空领域的零部件进行修复与再制造。任维彬等^[14]以损伤转子叶片为修复与再制造对象,在 TC4 合金表面激光熔覆自制合金粉末,结果表明,修复后叶片的耐磨损性能得到提升。高雪松等^[15]为实现飞机发动机零部件的修复与再制造,利用激光熔覆技术在钛合金表面制备 Al₂O₃+13% TiO₂ (质量分数)涂层,大幅提升了修复后零部件的耐腐蚀性能。王箫杨等^[16]针对 2A50-T6 航空铝合金展开修复与再制造研究,采用激光熔覆技术在 2A50-T6 铝合金表面制备 AISi10Mg 涂层;结果显示,熔覆层仅有极少的气孔,致密性达 99.96%,激光熔覆修复铝合金的抗拉强度达到基体的 93.18%。Zhang 等^[17]对航空航天用 Inconel 718 高温部件进行修复与再制造研究,在带有预制梯形凹槽的 Inconel 718 合金上激光熔覆 Inconel 718 合金粉末以制备涂层,修复后试件的抗拉强度和伸长率分别为 736.6 MPa 和 12.5%,抗拉强度显著提高。采用激光熔覆技术对航空航天领域的零部件开展修复与再制造的应用已较为广泛,

但大多研究是针对钛合金、铝合金及高温合金(如 Inconel 718、Inconel 625)等材料^[18],对同样广泛应用的 17-4PH 不锈钢的研究还较少。

熔覆粉末材料对再制造涂层的组织及性能具有重要的影响。激光熔覆常用的熔覆材料分为钴基、镍基和铁基,与钴基、镍基相比较,铁基材料润湿性较好,工程造价也相对较低^[19-20]。15-5PH 是一种典型的铁基粉末,是在 17-4PH 的基础上降低了铬和铜含量、提高了镍含量改进而来;不仅具有较高的强度和硬度,更有研究表明低铬/镍比使得 15-5PH 拥有高韧性和较好的变形性能^[21-22],这些特性使 15-5PH 在摩擦、拉压等工况中更具优势,能有效缓解 17-4PH 航空零部件在服役过程中开裂的风险。

本研究拟在 17-4PH 基材上熔覆 15-5PH 粉末,并对熔覆涂层的物相、显微组织及耐腐蚀性能等进行对比与分析,验证利用激光熔覆 15-5PH 粉末来修复 17-4PH 零部件的可行性,为航空用 17-4PH 零部件的修复与再制造提供试验基础。

1 试验及方法

1.1 试验材料

基材选用 17-4PH 不锈钢(太钢集团);熔覆粉末采用 15-5PH 不锈钢(中航迈特),粒径为 53~150 μm。在试验前,用砂纸打磨基材表面去除氧化层,将熔覆粉末置于 200 °C 的烘箱中干燥 120 min,以确保粉末的流动性。基材和熔覆粉末的主要成分如表 1 所示。

1.2 试验设备及方案

激光熔覆系统如图 1 所示,由

OFM-TS-0601 激光熔覆头(岗春科技公司)、RFL-C3000 光纤输出半导体激光器(瑞科智能科技有限公司)、FANUC M-20iD/25 机械手臂、TFLW-3000 水冷装置(三河同飞制冷公司)、ECPF2-2LC 多功能送粉器(上海派里米德机械科技公司)、工作平台和保护气体装置组成。激光器最大输出功率为 3000 W,激光波长为 (915 ± 10) nm,频率为 50 Hz,采用同轴送粉的方式进行熔覆,为防止涂层氧化,全过程采用纯度 99.999% 的高纯氩气来保护熔池,激光熔覆过程如图 2 所示。根据前期试验结果,本研究选用的工艺参数为激光输出功率 1700 W、激光扫描速度 13 mm/s、

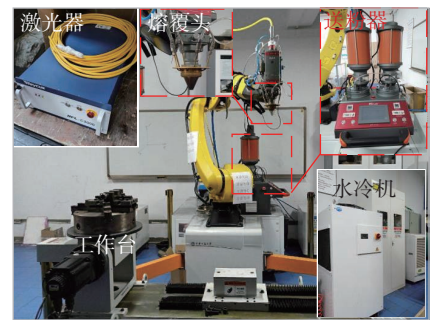


图 1 激光熔覆系统
Fig.1 Laser cladding system

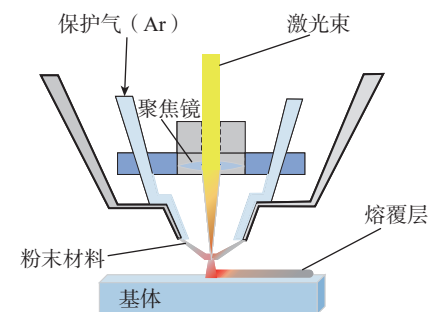


图 2 激光熔覆过程示意图
Fig.2 Schematic diagram of laser cladding process

表 1 17-4PH 与 15-5PH 化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of 17-4PH and 15-5PH (mass fraction)

材料	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb	Fe
17-4PH	0.04	0.44	0.66	0.03	0.01	15.82	4.04	3.63	0.28	Bal
15-5PH	0.03	0.38	0.84	0.01	0.01	15.41	4.66	3.21	0.30	Bal

粉末输送速度 1.1 r/min、搭接率 40%。

试样熔覆后,使用 DK-7735 高速线切割设备(泰州市爱尔数控机床公司)将选取的试样中段切割成 10 mm × 10 mm × 12 mm 的块状样品并镶嵌,再依次使用 400#~2000# 砂纸打磨块状样品并进行抛光处理。采用体积比 $\text{FeCl}_3:\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}=5:50:100$ 的混合溶液腐蚀抛光样品表面,随后清洗并干燥。将腐蚀后的试样放置于 Leica DMILM 金相显微镜工作台(德国徕卡公司)表面进行涂层微观组织的观察,研究涂层组织的演变机理。采用 DX-2700B 型 X 射线衍射仪(丹东浩元)检测涂层物相组成,设定测试的扫描角度范围(2θ)为 $30^\circ\sim 100^\circ$,步进角度为 $0.02^\circ/\text{s}$;随后用 MDI Jade 6 软件对涂层物相进行分析。使用 HV-1000B 型维氏硬度计(莱州华银试验仪器公司)测量涂层到基材的显微硬度变化,设置测试载荷为 500 g,保压时间为 10 s;测试点位置及间隔如图 3 所示^[23]。采用 LK98BII 型电化学工作站(兰力科化学电子公司)测试试样表面的耐腐蚀性能,设定初始电位 -2 V、终止电位 2 V、扫描速度 0.02 V/s、等待时间 10 s。采用 MS-T3001 摩擦磨损试验机(兰州华汇仪器)进行耐磨损性能测试,施加载荷为 500 g 砝码,设置转速 200 r/min、摩擦时间

10 min、摩擦半径 3 mm,摩擦副选用 GCr15 钢球(HRC63),通过球-盘摩擦原理及微机自控技术获取摩擦力信号。磨损结束后使用 Zate 白光干涉仪(KLA 公司)测量试样的磨损形貌,并使用扫描电镜(TESCAN VEGA)对试样的磨损形式进行分析。

2 结果与讨论

2.1 物相分析

15-5PH 涂层的 X 射线衍射(XRD)图谱如图 4 所示。分析表明,15-5PH 涂层相结构主要由 Fe-Cr、马氏体及 $\alpha\text{-Fe}$ 组成。 $\alpha\text{-Fe}$ 相的存在表明涂层中还含有一定量的铁素体,铁素体可以改善涂层的韧性,但也会影响涂层硬度。另有研究表明,镍元素对铁素体向奥氏体转变具有积极效应^[24],15-5PH 在 17-4PH 的基础上提升了镍含量,使得铁素体较大程度上向奥氏体转变,有利于提高涂层硬度。从图 4 可以看出,15-5PH 涂层的 XRD 图谱以马氏体衍射峰为主,未发现明显的奥氏体衍射峰,由于激光熔覆过程所具有的速冷速热特性,在熔覆过程中,奥氏体绝大部分转化成马氏体。作为一种硬质相,马氏体通常具有较高的强度和硬度^[25-26]。此外,由表 1 可知,15-5PH 合金成分中的铁和铬含量较高,因此

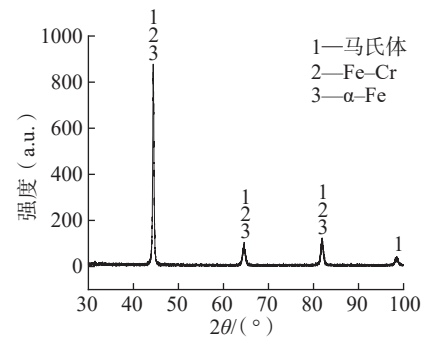


图 4 15-5PH 涂层的 XRD 图谱

Fig.4 XRD pattern of 15-5PH cladding layer

形成了 Fe-Cr 相,Fe-Cr 相可以提高材料的强度和耐腐蚀性^[27]。

2.2 显微组织

涂层不同区域显微组织如图 5 所示。激光熔覆过程中熔池温度高、冷却速度快,熔覆层组织形貌同时受热流流失方向及结晶参数 G/R (G 为温度梯度; R 为凝固速率)影响^[28-29]。结合区组织形态如图 5(d)所示,熔化的粉末材料与温度较低的基材表面直接接触,热量全部向基材界面传递,温度梯度最大而凝固速度小,界面处形核速度小于晶粒生长速度,从而形成一层较薄的平面晶组织^[30]。涂层底部热量沿着基材扩散的过程中存在较大的正温度梯度,正温度梯度下熔池迅速冷却形成的柱状晶垂直于熔凝线并沿着热流扩散的反方向生长^[31],在涂层底部形成了一条垂直于熔凝线的柱状晶带(图 5(c))。随着底部柱状晶粒成长到一定程度,热流通过基材散热已不占主导地位,涂层中部剩余的液态金属内部温差减小,散热方向不明显,趋近于均匀冷却状态,导致中部晶粒生长方向较为杂乱(图 5(b));由于涂层中部温度梯度最小,凝固速度仅次于底部,同样可为晶粒生长提供良好的条件,因此形成柱状晶粒^[32]。涂层顶部显微组织如图 5(a)所示,以柱状晶为主,掺杂少量等轴晶,晶粒尺寸比较小;这是因为涂层顶部远离熔池,并且受到环境和补充粉末的冲击和强烈冷却作用,导致温度梯度较大而凝

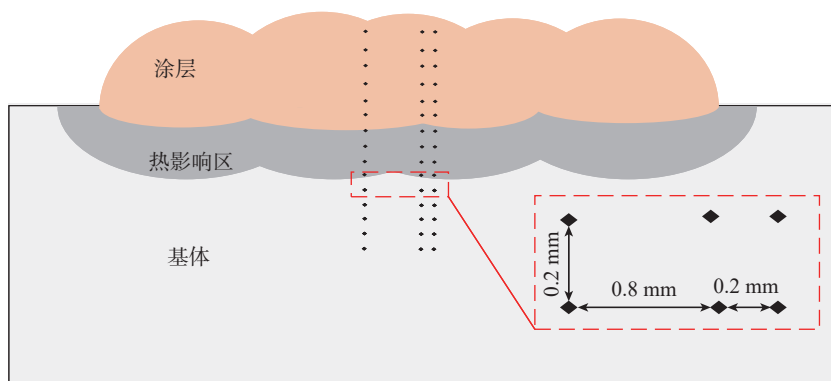


图 3 熔覆试样纵截面形貌及显微硬度测量点示意图^[23]

Fig.3 Longitudinal section morphology and microhardness measurement point diagram of the cladding sample^[23]

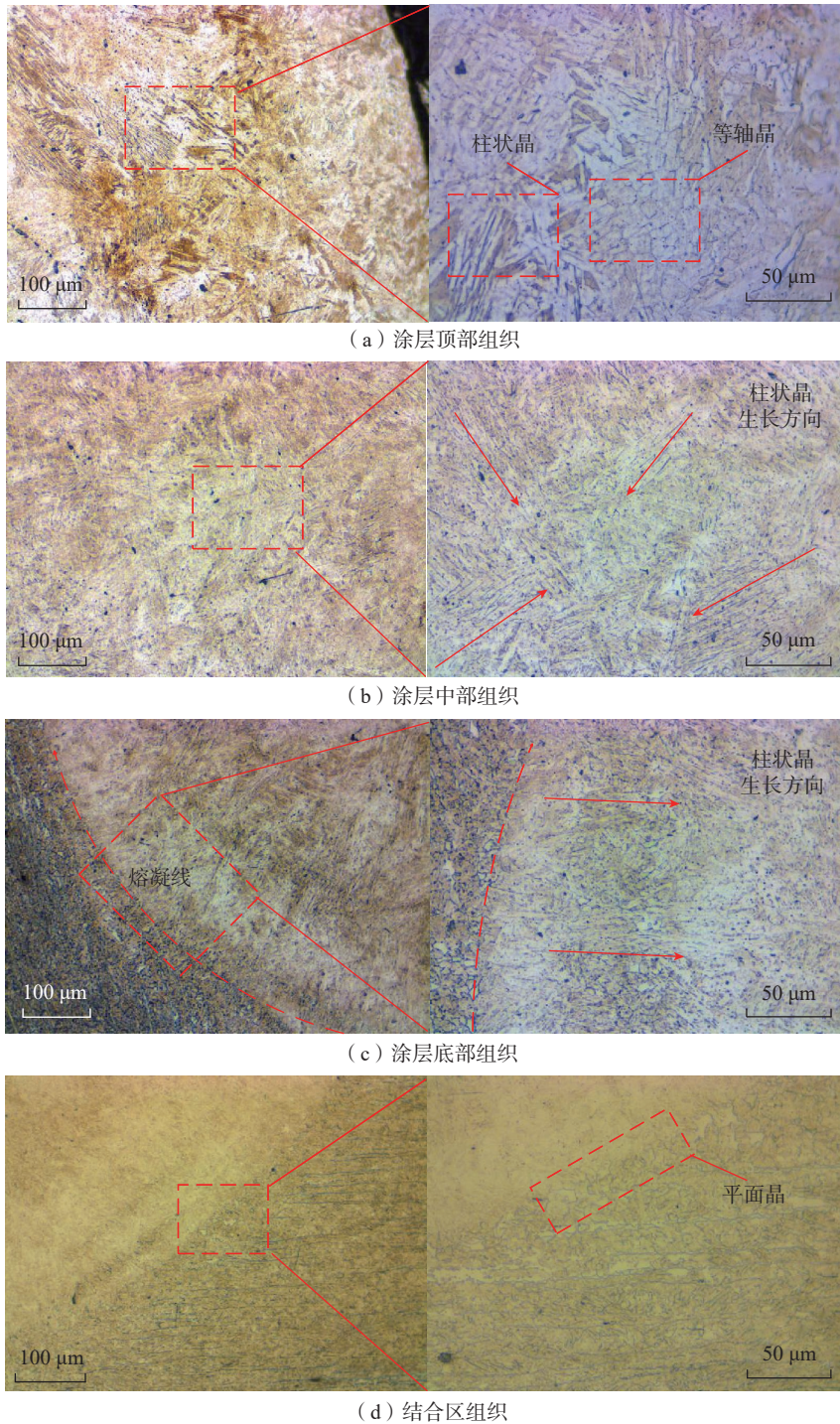


图5 15-5PH 涂层不同区域的显微组织

Fig.5 Microstructure of different regions in the 15-5PH cladding layer

固速度小,柱状晶生长受到限制,形成少量的等轴晶^[33-34]。

2.3 显微硬度

由图6熔覆试样的显微硬度变化曲线可知,涂层与基材的显微硬度都较为稳定,并且涂层的显微硬度明

显优于基材。涂层的显微硬度平均值为408.7HV_{0.5};随着测试点位置逐渐远离涂层,基材的显微硬度趋于稳定,平均值为347.5HV_{0.5},涂层显微硬度较基材提高了17.6%。

结合涂层物相及显微组织可知,

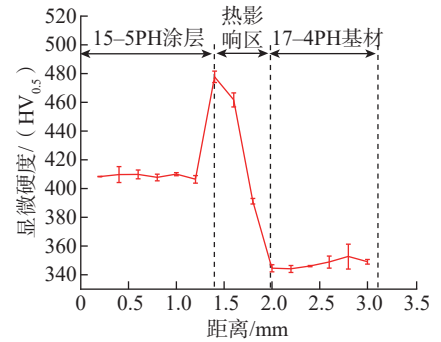


图6 熔覆试样截面不同区域的显微硬度
Fig.6 Microhardness of different regions of the cross-section of the cladding sample

涂层物相中存在马氏体,其本身硬度较高,涂层内部晶粒细小,晶界面数量增多,阻碍了位错和滑移运动,从而抑制晶粒的塑性变形;并且由于激光熔覆具有快速熔凝的特性,涂层中固溶体的固溶度极限得以提升,从而增强了涂层的固溶强化效果,使得涂层硬度提高^[34]。热影响区显微硬度呈线性降低趋势,靠近涂层的一侧具有最大的显微硬度,达到477.7HV_{0.5}。这是由于在快速移动的激光热源影响下,热影响区受到了类似淬火的热影响,使得热影响区组织相及晶粒尺寸发生改变;随着与涂层的距离越远,激光热源的影响程度降低,显微硬度迅速下降^[35]。

2.4 磨损性能

图7为15-5PH涂层与17-4PH基材的摩擦系数曲线。摩擦磨损试验初期,摩擦副与测试表面处于跑合阶段,涂层和基材的摩擦系数都出现一个大幅提高的趋势;当试验进行到3 min左右,磨损进入稳定阶段,涂层和基材的摩擦系数逐渐稳定在某个区间内。这是由于在摩擦初期,摩擦副与接触表面为点接触,硬度极高的GCr15钢球在压应力作用下容易压入测试件,脱落下来的材料残留在摩擦轨道中,应力较大,因此摩擦系数变化波动较大,随着摩擦副与材料表面接触面积增大,应力逐渐减小,摩擦随即进入稳定状态。涂层的平均摩擦系数为0.3051,低于基材的

平均摩擦系数(0.3754);这主要是由于激光熔覆的工艺特性使得涂层致密性提高、微观结构得到优化,因此显著提升了涂层的耐磨损性能,降低了摩擦系数^[36-37]。

为进一步探究涂层与基材的磨损形式,本研究采用TESCAN VEGA扫描电镜对涂层和基材的磨损形貌进行观察,结果如图8所示。可以看出,涂层与基材中都有较为明显的沟壑和分层的磨损形貌,沟壑来源于摩擦初期残留在摩擦轨道中的脱落材料与摩擦副的相对运动而产生的“犁沟状”划痕;同时,接触区较大的循环应力超过了材料的疲劳强度,摩擦轨道中不断产生新的裂纹,裂纹逐步扩展,最后开裂和剥落,形成层次分明的分层。如图8(b)所示,在17-4PH基材的磨损形貌中还观测到了一定数量的“凹坑”,这是因为材

料表面黏着的微小颗粒因应力作用而脱落^[38]。结合以上分析可知,涂层与基材的磨损形式都以黏着磨损和疲劳磨损为主。

利用Zate白光干涉仪对磨损后的试样磨槽进行测量,并使用Vision64软件对测量结果进行分析,图9为涂层与基材的磨痕二维轮廓。其中,涂层与基材的表面磨痕平均深度分别为 $1.443\ \mu\text{m}$ 、 $3.054\ \mu\text{m}$,对磨痕轮廓进行积分,求得磨损截面面积分别为 $813.74\ \mu\text{m}^2$ 、 $2058.12\ \mu\text{m}^2$ 。综合以上数据可知,涂层的耐磨损性能明显优于基材。

2.5 耐腐蚀性能

涂层与基材的动态极化曲线如图10所示,随着电位的变化,涂层和基材的自腐蚀电流密度变化曲线基本一致(图10(a),其中, $E_{\text{corr}1}$ 与 $E_{\text{corr}2}$ 分别为基材与涂层的自腐蚀电

位; $E_{\text{pit}1}$ 与 $E_{\text{pit}2}$ 分别为基材与涂层的点蚀电位。其局部放大图如图10(b)所示,在该电位下,金属表面的腐蚀和防腐蚀过程达到平衡状态,材料自腐蚀电位越负,其抗腐蚀能力越弱。自腐蚀电流密度(I_{corr})的增加表明涂层的腐蚀速率增大,因此自腐蚀电流密度越大,涂层的腐蚀速率越快,

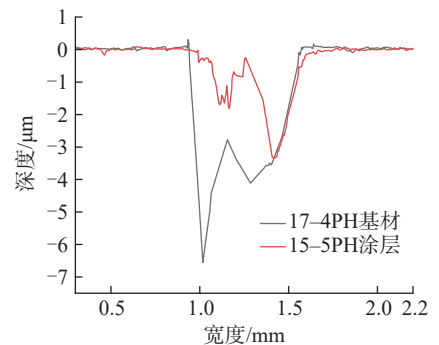


图9 15-5PH涂层和17-4PH基材的磨痕二维轮廓

Fig.9 Two-dimensional profile of wear track for 15-5PH cladding layer and 17-4PH substrate

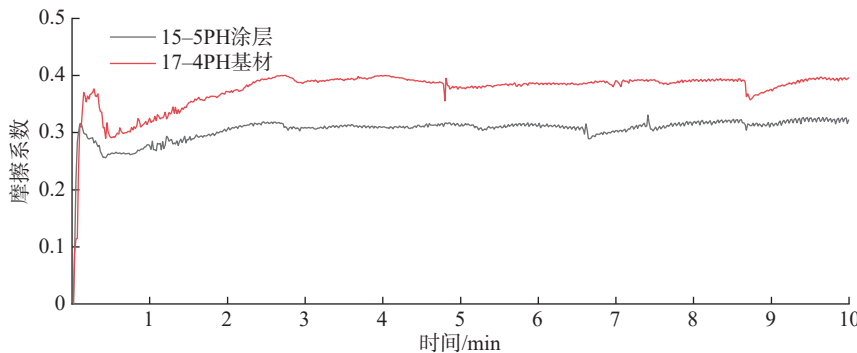
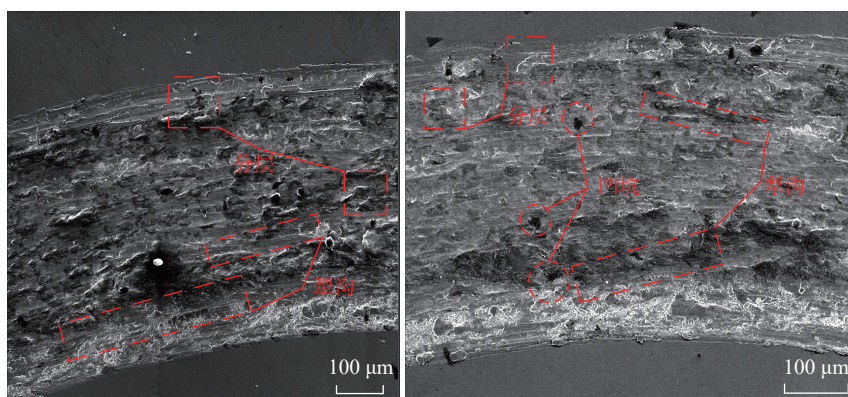


图7 15-5PH涂层与17-4PH基材的摩擦系数曲线

Fig.7 Friction coefficient curves of 15-5PH cladding layer and 17-4PH substrate

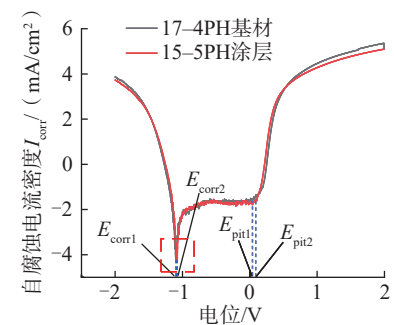


(a) 15-5PH涂层

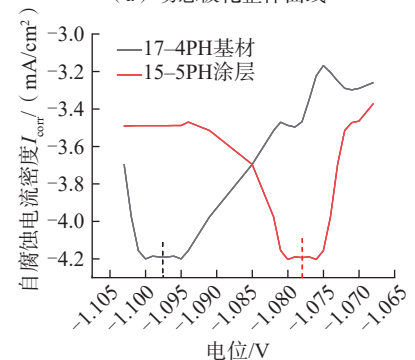
(b) 17-4PH基材

图8 15-5PH涂层与17-4PH基材的磨损形貌图

Fig.8 Wear morphology of the 15-5PH cladding layer and 17-4PH substrate



(a) 动态极化整体曲线



(b) 自腐蚀电位区域局部放大

图10 15-5PH涂层和17-4PH基材的动态极化曲线

Fig.10 Dynamic polarization curves of 15-5PH cladding layer and 17-4PH substrate

其耐腐蚀性也相应较低^[39]。在该电位下,金属表面开始发生点蚀^[40]。

由图 10 (a)可知,涂层与基材中都形成了明显的钝化区域,金属表面会形成一层稳定的钝化膜,这种钝化膜能够防止进一步腐蚀的发生^[41]。通过 Tafel 直线外推法求得涂层与基材的自腐蚀电位和自腐蚀电流密度,如表 2 所示。对比分析可知,涂层与基材的自腐蚀电流密度与自腐蚀电压差距很小,由此反映出涂层与基体的抗腐蚀能力相近,可以满足基材耐腐蚀性能的要求。

3 结论

本研究利用激光熔覆技术在 17-4PH 表面制备 15-5PH 涂层,通过对涂层的相组成、微观组织的观察,以及对涂层和基材的显微硬度、耐磨损性能及耐腐蚀性能的测试,分析了激光熔覆前后材料的性能差异。

(1) 15-5PH 涂层由 Fe-Cr、马氏体及 α -Fe 等相组成。涂层与基材结合区为一层较薄的平面晶组织,涂层的底部和中部以柱状晶为主,顶部由柱状晶和少量等轴晶组成,晶粒尺寸较为细小。15-5PH 涂层与 17-4PH 基材的平均显微硬度分别为 408.7HV_{0.5} 和 347.5HV_{0.5},涂层硬度明显高于基材。

(2) 涂层与基材的平均摩擦系数分别为 0.3051 和 0.3754;涂层与基材的平均磨损深度分别为 1.443 μm 和 3.054 μm ,磨损截面面积分别为 813.7 μm^2 和 2058.12 μm^2 。涂层耐磨损性能明显优于基材,二者都以黏着磨损与疲劳磨损为主。

表 2 17-4PH 基材和 15-5PH 涂层的电化学参数

Table 2 Electrochemical parameters of 17-4PH substrate and 15-5PH cladding layer

材料	E_{corr}/V	$I_{\text{corr}}/(\text{mA}/\text{cm}^2)$
17-4PH	-1.0975	0.907×10^{-3}
15-5PH	-1.0780	1.229×10^{-3}

(3) 15-5PH 涂层的自腐蚀电位为 -1.0780 V,自腐蚀电流密度为 $1.229 \times 10^{-3} \text{ mA}/\text{cm}^2$;17-4PH 基材的自腐蚀电位为 -1.0975 V,自腐蚀电流密度为 $0.907 \times 10^{-3} \text{ mA}/\text{cm}^2$;涂层与基材的电化学参数差距非常小,耐腐蚀性能相当。

本研究对 17-4PH 零部件激光熔覆 15-5PH 涂层的组织与性能进行了分析,侧重于从涂层的硬度、耐磨性及耐腐蚀性等方面出发,但在实际应用中,该类零部件还可能存在剧烈的冲击及拉压等其他工况。在后续研究中,将继续开展激光熔覆涂层的冲击、拉伸等试验,进一步探讨再制造零部件的抗冲击性能及抗拉强度。此外,为提高修复层的稳定性和可靠性,后续研究将重点关注界面结合状态和物理化学相容性,以满足修复零部件的长期服役要求。

参考文献

[1] GARCÍA-HERNÁNDEZ C, NARANJO J A, CASTRO-SASTRE M Á, et al. Enhancing wear performance: A comparative study of traditional vs. additive manufacturing techniques for 17-4PH SS[J]. *Wear*, 2024, 540: 205258.

[2] 唐为鹏. 直升机旋翼弹性轴承隔片热成形工艺研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2018.

TANG Weipeng. Research on Thermoforming process of elastic bearing spacer for helicopter rotor[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2018.

[3] 刘世锋,魏钢,王岩,等. 增材制造 17-4PH 马氏体不锈钢研究进展[J]. *中国冶金*, 2022, 32(6): 15-25.

LIU Shifeng, WEI Gang, WANG Yan, et al. Research progress on additive manufacturing of 17-4PH martensitic stainless steels[J]. *China Metallurgy*, 2022, 32(6): 15-25.

[4] 陈军,李伟,郝胜智. 高能束表面改性技术在航空领域的应用[J]. *航空制造技术*, 2024, 67(4): 32-43.

CHEN Jun, LI Wei, HAO Shengzhi. Application of high energy beam surface modification technology in aviation field[J].

Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(4): 32-43.

[5] 王明明,刘伟,伏利,等. 激光熔覆技术研究进展[J]. *冶金与材料*, 2024, 44(1): 73-75.

WANG Mingming, LIU Wei, FU Li, et al. Research progress of laser cladding technology[J]. *Metallurgy and Materials*, 2024, 44(1): 73-75.

[6] 田宪华,杨晓东,刘亚,等. 激光熔覆涂层材料的研究现状[J]. *热加工工艺*, 2024, 53(6): 1-5, 9.

TIAN Xianhua, YANG Xiaodong, LIU Ya, et al. Research status of laser cladding coating materials[J]. *Hot Working Technology*, 2024, 53(6): 1-5, 9.

[7] 董世运,马运哲,徐滨士,等. 激光熔覆材料研究现状[J]. *材料导报*, 2006, 20(6): 5-9, 13.

DONG Shiyun, MA Yunzhe, XU Binshi, et al. Current status of material for laser cladding[J]. *Materials Reports*, 2006, 20(6): 5-9, 13.

[8] 谢志颖,刘常升,吴琼,等. 激光熔覆制备高硬耐磨涂层的研究综述[J]. *表面技术*, 2023, 52(7): 25-40.

XIE Zhiying, LIU Changsheng, WU Qiong, et al. High hardness and wear-resistant coatings fabricated by laser cladding[J]. *Surface Technology*, 2023, 52(7): 25-40.

[9] SEXTON L, LAVIN S, BYRNE G, et al. Laser cladding of aerospace materials[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, 122(1): 63-68.

[10] 李胜,雷远涛,伍文星,等. 激光熔覆镍基高温耐磨合金的组织及性能[J]. *中国表面工程*, 2023, 36(5): 213-221.

LI Sheng, LEI Yuantao, WU Wenxing, et al. Microstructure and properties of laser cladding Ni-based high-temperature wear-resistant alloy[J]. *China Surface Engineering*, 2023, 36(5): 213-221.

[11] CHEN L Y, YU T B, GUAN C, et al. Microstructure and properties of metal parts remanufactured by laser cladding TiC and TiB₂ reinforced Fe-based coatings[J]. *Ceramics International*, 2022, 48(10): 14127-14140.

[12] ZHANG W, SHANG X H, HU M L, et al. Microstructure and corrosion-wear behaviors for laser cladding repaired martensitic stainless steels using Co-based and Ni-based Powders[J]. *Materials Today Communications*, 2023, 35: 106287.

- [13] 李允东, 董刚, 姚建华. 激光修复 28CrMoNiV 钢热影响区的组织演变 [J]. 中国激光, 2016, 43(8): 0802009.
- LI Yundong, DONG Gang, YAO Jianhua. Microstructure evolution of heat-affected zones of 28CrMoNiV steel repaired by lasers[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(8): 0802009.
- [14] 任维彬, 薛亚平, 周金宇, 等. 激光再制造边部减薄 Ti-6Al-4V 叶片覆层与界面性能控制 [J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(7): 2400-2406.
- REN Weibin, XUE Yaping, ZHOU Jinyu, et al. Coating and interface performance control of Ti-6Al-4V blade with thinned edge for laser remanufacture[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49(7): 2400-2406.
- [15] 高雪松, 黄因慧, 田宗军, 等. 钛合金表面激光熔覆等离子体喷涂 $\text{Al}_2\text{O}_3+13\%\text{TiO}_2$ 涂层冲蚀磨损性能 [J]. 中国激光, 2010, 37(3): 858-862.
- GAO Xuesong, HUANG Yinhui, TIAN Zongjun, et al. Erosive wear resistance behavior of laser cladding $\text{Al}_2\text{O}_3+13\%\text{TiO}_2$ coating prepared by plasma spraying on titanium alloy surface[J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(3): 858-862.
- [16] 王箫扬, 董照鹏, 任旭东. 激光熔覆修复 2A50-T6 航空铝合金的组织与力学性能研究 [J]. 中国激光, 2024, 51(16): 1602205.
- WANG Xiaoyang, TONG Zhaopeng, REN Xudong. Study on microstructure and mechanical properties of 2A50-T6 aluminum alloy landing gear repaired by laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2024, 51(16): 1602205.
- [17] ZHANG Q L, ZHANG J, ZHUANG Y F, et al. Hot corrosion and mechanical performance of repaired Inconel718 components via laser additive manufacturing[J]. Materials, 2020, 13(9): 2128.
- [18] 田宗军, 顾冬冬, 沈理达, 等. 激光增材制造技术在航空航天领域的应用与发展 [J]. 航空制造技术, 2015, 58(11): 41-45.
- TIAN Zongjun, GU Dongdong, SHEN Lida, et al. Application and development of laser additive manufacturing technology in aeronautics and astronautics[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2015, 58(11): 41-45.
- [19] 吴轲源. 15-5PH 不锈钢逆变奥氏体形成机理及对性能的影响 [D]. 昆明: 昆明理工大学, 2023.
- WU Keyuan. Mechanism of austenite formation in 15-5PH stainless steel and its impact on performance[D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2023.
- [20] 程军, 吴巍, 胡志明, 等. 加工工艺对高强度 15-5PH 钢力学性能与侵蚀性能的影响 [J]. 北京理工大学学报, 2024, 44(3): 251-259.
- CHENG Jun, WU Wei, HU Zhiming, et al. Influence of processing technology on the mechanical and penetration properties of high strength 15-5PH steel[J]. Transactions of Beijing Institute of Technology, 2024, 44(3): 251-259.
- [21] CHEN B, LI J N, HUANG Z H, et al. Dependences of the defect, microstructure and properties of 15-5PH martensitic stainless steel on the laser powder bed fusion process parameters[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 901: 146589.
- [22] ZHANG B, WANG H M, RAN X Z, et al. Microstructure and mechanical properties of high-efficiency laser-directed energy deposited 15-5PH stainless steel[J]. Materials Characterization, 2022, 190: 112080.
- [23] 张文平, 杜彦斌, 何国华, 等. 20Cr13 不锈钢表面激光熔覆 M2 涂层性能分析 [J/OL]. 热加工工艺, 2024(18): 148-154. [2024-07-16]. <https://doi.org/10.14158/j.cnki.1001-3814.20222707>.
- ZHANG Wenping, DU Yanbin, HE Guohua, et al. Performance analysis of laser cladding M2 coating on 20Cr13 stainless steel[J/OL]. Hot Working Technology, 2024(18): 148-154. [2024-07-16]. <https://doi.org/10.14158/j.cnki.1001-3814.20222707>.
- [24] FANG Q, LIU Y, HU D W, et al. Effect of Ni on the microstructure and properties of laser cladding 316 L + 410 composite stainless steel coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2024, 478: 130465.
- [25] WANG X L, HUANG A R, SHANG C J, et al. Characterization of the cladding layer by laser cladding of 9Cr18Mo powder on 3Cr14 martensitic stainless steel and the impact of martensite obtained through post heat treatment on hardness[J]. Materials Today Communications, 2022, 32: 104057.
- [26] WEN P, FENG Z H, ZHENG S Q. Formation quality optimization of laser hot wire cladding for repairing martensite precipitation hardening stainless steel[J]. Optics & Laser Technology, 2015, 65: 180-188.
- [27] YANG Y, WANG A H, XIONG D H, et al. Effect of Cr content on microstructure and oxidation resistance of laser-clad Cu-Ni-Fe-Mo-xCr alloy coating[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 384: 125316.
- [28] 张安琪, 王彦芳, 牛德文, 等. 热丝激光熔覆 17-4PH 涂层组织与腐蚀磨损性能 [J]. 表面技术, 2022, 51(9): 379-386.
- ZHANG Anqi, WANG Yanfang, NIU Dewen, et al. Microstructure and tribocorrosion properties of hot-wire laser cladding 17-4PH coating[J]. Surface Technology, 2022, 51(9): 379-386.
- [29] 尹燕, 吴怡霖, 李辉, 等. 熔覆方式对马氏体不锈钢表面激光熔覆温度场及组织、硬度的影响 [J]. 激光与光电子学进展, 2024, 61(21): 2114008.
- YIN Yan, WU Yilin, LI Hui, et al. Effect of laser cladding method on temperature field, microstructure and hardness of laser cladding on martensitic stainless steel surface[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2024, 61(21): 2114008.
- [30] SONG J L, DENG Q L, CHEN C Y, et al. Rebuilding of metal components with laser cladding forming[J]. Applied Surface Science, 2006, 252(22): 7934-7940.
- [31] 徐一飞, 孙耀宁, 王国建, 等. 高速激光熔覆铁基合金涂层的组织及性能研究 [J]. 中国激光, 2021, 48(10): 1002122.
- XU Yifei, SUN Yaoning, WANG Guojian, et al. Microstructure and properties of iron-based alloys coatings prepared by high-speed laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(10): 1002122.
- [32] 郭卫, 李凯凯, 柴蓉霞, 等. 扫描顺序对激光熔覆 304 钢组织和性能的影响 [J]. 激光与红外, 2018, 48(9): 1087-1093.
- GUO Wei, LI Kaikai, CHAI Rongxia, et al. Influence of the scanning sequence on microstructure and mechanical property of 304 steel by laser cladding[J]. Laser & Infrared, 2018, 48(9): 1087-1093.
- [33] ZHANG B, WANG H M, ZHANG S Q, et al. Optimization of the dilution parameters to improve wear resistance of laser cladding 15-5PH steel coating on U75V pearlitic steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2023, 465: 129571.
- [34] 杜彦斌, 何国华, 周志杰, 等. 20Cr13 表面激光熔覆 15-5PH 涂层组织和性能研究 [J]. 激光与光电子学进展, 2023, 60(9): 292-301.
- DU Yanbin, HE Guohua, ZHOU Zhijie, et al. Microstructure and properties of 15-5PH

coating by laser cladding on 20Cr13 surface[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2023, 60(9): 292–301.

[35] 方金祥, 王玉江, 董世运, 等. 激光熔覆 Inconel 718 合金涂层与基体界面的组织及力学性能[J]. 中国机械工程, 2019, 30(17): 2108–2113.

FANG Jinxiang, WANG Yujiang, DONG Shiyun, et al. Microstructure and mechanics properties of interfaces between laser clad Inconel 718 coating and substrate[J]. China Mechanical Engineering, 2019, 30(17): 2108–2113.

[36] SEO J W, KIM J, KWON S J, et al. Effects of laser cladding for repairing and improving wear of rails[J]. International Journal of Precision Engineering and Manufacturing, 2019, 20(7): 1207–1217.

[37] LI J, GU J L, ZHANG Y X, et al. Study on laser cladding process and friction characteristics of friction pairs of copper-based

powder metallurgy materials[J]. Tribology International, 2023, 177: 107953.

[38] 秦明军, 孙文磊, 管文虎, 等. 304 不锈钢表面激光熔覆 Inconel 625 涂层组织与性能分析[J/OL]. 表面技术, 2023: 1–14. [2024–07–16]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/50.1083.tg.20231108.0910.002.html>.

QIN Mingjun, SUN Wenlei, GUAN Wenhui, et al. Analysis of the organization and properties of laser clad Inconel 625 coating on 304 stainless steel[J/OL]. Surface Technology, 2023: 1–14. [2024–07–16]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/50.1083.tg.20231108.0910.002.html>.

[39] QI X, SONG R G, WANG C, et al. Influence of interfacial stress produced by MAO on electrochemical corrosion and stress corrosion cracking behavior in 7075 aluminum alloy[J]. Journal of the Electrochemical Society, 2022, 169(2): 020559.

[40] 赵鹏, 王守仁, 王高琦, 等. 铝质刹车盘表面激光熔覆 Al–Si–Ni–WC 涂层的微

观组织与抗磨性能研究[J]. 中国激光, 2023, 50(20): 92–103.

ZHAO Peng, WANG Shouren, WANG Gaoqi, et al. Microstructure and wear resistance of laser cladding Al–Si–Ni–WC coating on aluminum brake disc surfaces[J]. Chinese Journal of Lasers, 2023, 50(20): 92–103.

[41] 杨文迪, 赵连红, 沈明禄, 等. A100 超高强度钢激光熔覆 CoCrNiNb0.1+B4C 高熵合金涂层在模拟海洋环境下腐蚀行为研究[J/OL]. 表面技术, 2024: 1–13. [2024–04–29]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/50.1083.TG.20240402.1806.022.html>.

YANG Wendi, ZHAO Lianhong, SHEN Minglu, et al. Study on corrosion behavior of CoCrNiNb0.1+B4C high entropy alloy coating on A100 ultra-high strength steel by laser cladding under simulated marine environment[J/OL]. Surface Technology, 2024: 1–13. [2024–04–29]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/50.1083.TG.20240402.1806.022.html>.

Microstructure and Properties of 15–5PH Coatings by Laser Cladding on 17–4PH Surfaces for Aviation Applications

DU Yanbin¹, LEI Xin^{1,2}, ZHANG Wenping^{1,2}, CHEN Hongxi^{1,2}, LI Zhiqiang^{1,2}

(1. Chongqing Key Laboratory of Green Design and Manufacturing of Intelligent Equipment, Chongqing Technology and Business University, Chongqing 400067, China;

2. College of Mechanical Engineering, Chongqing Technology and Business University, Chongqing 400067, China)

[ABSTRACT] The 17–4PH stainless steel is widely used in critical components such as turbine blades in the aerospace industry. To realize the repair and remanufacturing of damaged aerospace components made of 17–4PH, 15–5PH coating was prepared on the surface of 17–4PH using laser cladding technology. The phases, microstructure, microhardness, wear resistance, and corrosion resistance of the coating were analyzed. The results show that the coating is mainly composed of Fe–Cr, martensite, and α -Fe phases. The bonding area between the coating and substrate is a planar crystal structure, with columnar grains predominating at the bottom and middle, and a mixture of columnar and a small amount of equiaxed grains at the top. The average microhardness of the coating and substrate is 408.7HV_{0.5} and 347.5HV_{0.5}, respectively, with an increase in coating hardness of 17.6%. The average friction coefficients of the coating and substrate are 0.3051 and 0.3754, and the wear cross-sectional areas are 813.74 μm^2 and 2058.12 μm^2 , respectively, indicating a significantly improved wear resistance of coating compared to the substrate. The corrosion potentials (E_{corr}) of the coating and substrate are –1.0780 V and –1.0975 V, and the corrosion current densities (I_{corr}) are 1.229×10^{-3} mA/cm² and 0.907×10^{-3} mA/cm², respectively, demonstrating comparable corrosion resistance. The microstructure and surface properties of the coating suggest that laser cladding with 15–5PH coating can be applied to the repair and remanufacturing of aerospace components made of 17–4PH.

Keywords: Laser cladding; Remanufacturing; 17–4PH; 15–5PH; Corrosion resistance

(责编 向阳)