

引用格式:尹燕,赵奎安,李辉,等. CeO_2 添加量对激光熔覆 Ni60A/TC4 复合层质量的影响[J]. 热加工工艺, 2025, 54(8): 119-124.

DOI: 10.14158/j.cnki.1001-3814.20230509

<http://www.rjggy.net> rjggy@vip.163.com

CeO_2 添加量对激光熔覆 Ni60A/TC4 复合层质量的影响

尹燕¹, 赵奎安¹, 李辉^{2,3,4}, 何明明¹, 刘颖波¹, 张瑞华^{2,3}

(1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050; 2. 中国钢研科技集团有限公司, 北京 100081; 3. 阳江市五金刀剪产业技术研究院, 广东 阳江 529533; 4. 四川轻化工大学, 四川 自贡 643000)

摘 要: 由于以往对添加 CeO_2 对 TC4 表面镍基 / 钛基熔覆层影响的研究较少, 为解决 TC4 钛合金硬度低、耐磨性差的问题, 通过同轴激光送粉熔覆技术在 TC4 表面制备了 CeO_2 /(70%Ni60A+30%TC4) 复合熔覆层。利用光学显微镜和 SEM 对熔覆层组织形貌和晶粒大小进行了分析对比, 用 XRD 和 EDS 分析了熔覆层相组成。分析了 CeO_2 不同添加量对熔覆层成型质量和显微组织的影响。结果表明, CeO_2 的加入抑制了熔覆层裂纹的产生, 且添加量为 0.3% 时, 熔覆层无裂纹, 成型质量最好。 CeO_2 的添加并未改变熔覆层的基本相组成。随着添加量增加, 熔覆层组织呈现先细化后又变粗大的规律, 当添加量为 0.3% 时, 组织最细小。熔覆层显微硬度明显高于基体, 当添加量为 0.3% 时效果最显著, 为 883 HV 左右, 约为基材的 3 倍。

关键词: 激光熔覆; CeO_2 ; TC4; Ni60A; TiC; 微观组织

中图分类号: TG174.4

文献标识码: A

文章编号: 1001-3814(2025)08-0119-06

Effect of CeO_2 Addition on Quality of Laser Cladding Ni60A/TC4 Composite Layers

YIN Yan¹, ZHAO Kuian¹, LI Hui^{2,3,4}, HE Mingming¹, LIU Yingbo¹, ZHANG Ruihua^{2,3}

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China; 2. China Iron & Steel Research Institute Group, Beijing 100081, China; 3. Yangjiang Hardware Knife Cut Industrial Technology Research Institute, Yangjiang 529533, China; 4. Sichuan University of Science & Engineering, Zigong 643000, China)

Abstract: As the effect of adding CeO_2 on the titanium-based/Ni-based clad layer on TC4 surface has been less studied in the past, a CeO_2 /(70%Ni60A+30%TC4) composite clad layer was prepared on TC4 surface by coaxial laser feed powder cladding technique to solve the problem of low hardness and poor wear resistance of TC4 titanium alloy. The morphology and grain size of the clad layer were compared using optical microscopy and SEM, the phase composition of the clad layer was analyzed by XRD and EDS. The results show that the addition of CeO_2 inhibits the generation of cracks in the clad layer, and the clad layer is crack-free and has the best quality when the addition amount is 0.3%. When the addition amount is 0.3%, the organization is the finest. The microhardness of the clad layer is significantly higher than that of the substrate with the most significant effect, which is around 883 HV at 0.3% addition, which is about 3 times that of the substrate.

Key words: laser cladding; CeO_2 ; TC4; Ni60A; TiC; microstructure

收稿日期: 2023-03-05 修回日期: 2024-06-26

基金项目: 国家自然科学基金项目(52161007); 广东省科技计划项目(20170902, 20180902); 阳江市科技计划项目(SDZX2020009); 过程装备与控制工程四川省高校重点实验室开放基金资助项目(GK202104)

作者简介: 尹燕(1973-), 女, 四川西昌人, 教授, 博士, 主要研究方向: 激光增材制造; E-mail: yinyan@lut.cn

通讯作者: 赵奎安(1995-), 男, 海南海口人, 硕士研究生, 主要研究方向: 激光表面加工; E-mail: zhaokuanoto@163.com

钛合金相对于其他金属材料具有良好的力学性能和化学性能结合的优势, 例如低密度、良好的耐腐蚀性、良好的生物相容性等, 在航空航天、船舶、汽车工业和生物医学领域得到广泛的应用^[1-2]。但由于其耐磨性差、易粘着、硬度低等不足, 严重制约了其在特定环境中的应用^[3-5]。利用表面改性技术在表面制备耐磨熔覆层, 是弥补其不足的有效方法。激光熔覆具有操作简便、熔覆层稀释率低、基体与熔覆层之间

冶金结合强度高的优点^[6-7],在表面改性中得到广泛应用。但是由于激光熔覆加热快、冷却快的特点,使熔覆层和基体之间易产生较大的温度梯度,影响金属相成型的均匀性,不利于气浮渣的排除,造成熔覆层形成气孔、裂纹且硬度不均匀等性能上的缺陷^[8-9]。

稀土元素具有优良的物理化学特性,包括独特的电子结构、优良的化学活性,通常被用作激光表面的改性剂。在熔覆粉末中加入适量的稀土元素能够有效改善熔覆层的组织,细化晶粒,显著降低开裂倾向、提高熔覆层的耐磨性、耐腐蚀性和高温氧化性^[10-11]。有相关研究表明,在钛合金表面熔覆层中添加稀土氧化物能够起到净化熔池、细化晶粒、提高熔覆层强度和降低裂纹敏感性等作用。然而,以往在 CeO₂ 强化 TC4 表面钛基与镍基共同作用于激光熔覆层的微观结构和性能方面研究较少^[12-13]。Ni 基合金粉末具有润湿性好、耐磨性好、耐腐蚀性优良且价格适中等优点。为了提高 TC4 合金表面的耐磨、耐蚀性,本文采用激光同轴送粉熔覆技术在 TC4 钛合金表面制备添加了不同含量 CeO₂ 的 Ni60A/TC4 复合熔覆层,分析了 CeO₂ 添加量对熔覆层显微组织与显微硬度的影响。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

试验基材选择退火态的 TC4 钛合金,试样尺寸为 100mm×100mm×10mm。选择 TC4、Ni60A 和 CeO₂ 粉末作为熔覆材料。表 1、2 分别为 TC4 板材、熔覆粉末的化学成分。试验采用的分组设计方案见表 3。考虑到激光熔覆送粉的连续性,熔覆粉末主要采用粒径在 30~150μm 范围内的球形金属粉末。其中,TC4 粉末表面光滑,粒径为 53~150μm;Ni60A 合金粉末粒径为 45~105μm;CeO₂ 粉末粒径为 1~3

表 1 TC4 板材的化学成分(质量分数,%)
Tab.1 Chemical composition of TC4 titanium alloy plate (wt%)

Al	V	Fe	C	O	N	H	Ti
6.1	4.01	0.15	0.016	0.15	0.05	0.015	余量

表 2 熔覆粉末的化学成分(质量分数,%)
Tab.2 Shemical composition of cladding powders (wt%)

材料	Cr	Fe	Al	V	Si	B	-	O	N	H	Ni	Ti
Ni60A	16	8	-	-	4.0	3.5	0.7	-	-	-	余量	-
TC4	-	0.026	6.28	4.22	-	-	0.0040	0.0670	0.0120	0.001	-	余量

表 3 熔覆层的熔覆材料分组设计(质量分数,%)
Tab.3 Composition design of cladding material of the coatings (wt%)

熔覆层	熔覆粉末配比
0%CeO ₂	100%(70%Ni60A+30%TC4)
0.1%CeO ₂	99.9%(70%Ni60A+30%TC4)+0.1%CeO ₂
0.3%CeO ₂	99.7%(70%Ni60A+30%TC4)+0.3%CeO ₂
0.5%CeO ₂	99.5%(70%Ni60A+30%TC4)+0.5%CeO ₂

μm,纯度 >99.9%。

将按表 3 设计的比例配置的熔覆粉末置于卧式行星球磨机中对熔覆粉末进行机械混合(转速为 230r/min),每隔 30min 暂停 10min,混粉总时间为 4.5h,CeO₂ 粉末与混合粉末形貌如图 1 所示。将混合均匀的熔覆粉末置于真空干燥箱中 120℃干燥 4h 待用。

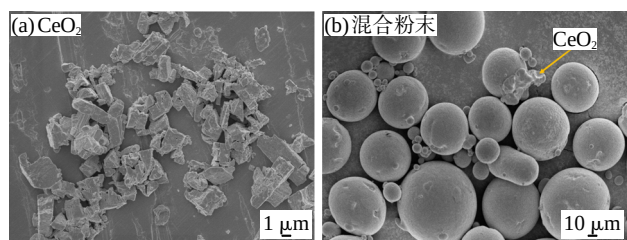


图 1 熔覆材料粉末的形貌

Fig.1 Morphologies of cladding material powders

1.2 试验方法

试验采用的激光器为 nLIGHT 光纤激光器,配套使用 DPSP-2 同轴送粉器送粉,粉气和保护气统一使用纯度不小于 99.9%的氩气,激光熔覆设备实物照片如图 2 所示。激光熔覆前先用砂纸打磨待熔覆基材表面至光洁,浸于无水乙醇中对其进行超声波清洗后干燥待用。若直接在常温环境下的钛合金板表面进行熔覆操作,熔覆层将产生比较严重的开裂,故用热处理炉将板材 200℃预热 1h 后拿到工作台上固定并进行熔覆。单层多道熔覆结束后,立即将

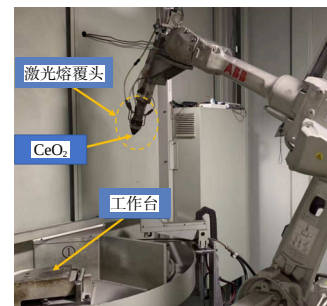


图 2 激光熔覆设备实物照片

Fig.2 Photograph of laser cladding machine

试验板材夹回炉中,关闭加热,随炉冷却。通过正交试验优化后的熔覆工艺参数见表4。

表4 优化后的工艺参数
Tab.4 Optimized process parameters

参数	数值
激光功率 /W	1300
扫描速度 /(mm·min ⁻¹)	240
离焦量 /mm	15
保护气(氩气)/(L·min ⁻¹)	10
送粉率 /(L·min ⁻¹)	13

将上述所得熔覆试样用线切割机沿垂直于扫描方向切取10mm×10mm的试样,在熔覆层截面制备金相试样,打磨抛光处理后用HF:HNO₃:H₂O=1:1:8的腐蚀液对样品腐蚀25s左右,用自带能谱分析仪的扫描电子显微镜(SEM)分析熔覆层组织及其成分;采用X射线衍射仪对熔覆层进行相分析;用HV-1000A型显微硬度计进行显微硬度测试,加载载荷为100g,加载时间为10s;沿截面厚度方向从基体开始,经过熔合线到熔覆层顶端结束,熔覆层区域每隔0.1mm测量1次硬度值,测量12次,取其算术平均值。

2 结果与讨论

2.1 成型质量

裂纹和气孔是激光熔覆层的最常见的缺陷,会显著降低熔覆层的力学性能,例如韧性、强度、硬度和耐磨性。图3为添加不同含量CeO₂熔覆层宏观形貌照片。从图3可以看出,熔覆层表面搭接连续性良好,没有明显的塌陷和断熔,熔覆层表面光洁平整。当CeO₂添加量0.5%(质量分数,下同)时,熔覆层后半程可以观察到有部分未熔粉末,这主要是因

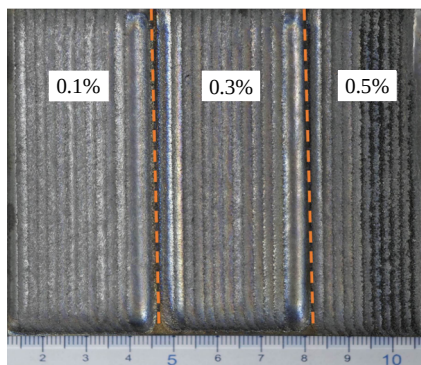
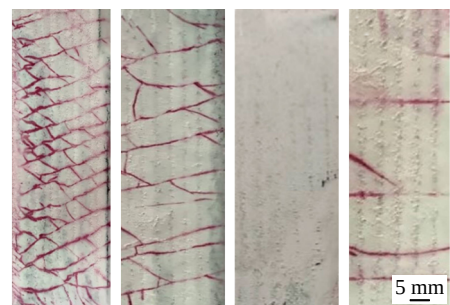


图3 不同含量CeO₂熔覆层的宏观形貌照片
Fig.3 Macroscopic photographs of the cladding layers with different CeO₂ contents

为CeO₂粉末粒径仅1μm左右,且为非球形粉末。对于本试验所使用的激光熔覆设备而言,粒径过于细小,而且非球形粉末流动性较差,从而在激光扫描过程中产生粉末团聚粘黏在熔覆头喷嘴处导致送粉不畅的现象,使得熔覆层表面形貌开始出现不佳。

图4为CeO₂不同添加量熔覆层表面渗透探伤后的宏观照片。从图4可以看出,未添加CeO₂的熔覆层表面出现大量裂纹,当添加0.1%和0.5%CeO₂后的熔覆层裂纹数量明显减少,横、纵向裂纹生长呈现为“之”字形。当添加量为0.3%时,熔覆层表面未出现裂纹,成型质量最优。产生裂纹是因为激光熔覆是典型的非平衡相变,该过程快速加热冷却,靠近热源的位置温度很高,熔覆层中会产生较大的温度梯度,从而产生应力和变形,导致裂纹的产生^[4]。在研究范围内随CeO₂添加量增加,熔覆层表面裂纹呈现先减少后增加的趋势。当添加量为0.3%时完全抑制了裂纹的产生,添加量增加为0.5%时,熔覆层又出现裂纹。这可能是由于添加量过大,CeO₂过量,作为“熔渣”存留于熔池中,降低了熔池的流动性,从而降低了熔池组织的均匀性导致脆性增加。从图4中可看出所有裂纹都起源于第一条轨道并随之向后扩展,这可能是由于在多道搭接熔覆过程中前一条熔覆层上的应力叠加延续所致。上述结果表明,添加一定含量的CeO₂可获得表面成型良好的熔覆层,且可以有效抑制裂纹的产生,这与其他学者的研究结果一致^[4],最佳添加量为0.3%。



(a)0%CeO₂ (b)0.1%CeO₂ (c)0.3%CeO₂ (d)0.5%CeO₂
图4 CeO₂不同添加量熔覆层表面渗透探伤宏观照片
Fig.4 Surface penetration probe macro-photos for different additions of CeO₂ to the clad layer

2.2 熔覆层的相组成

图5为TC4、Ni60A粉末和熔覆层的XRD图谱。由图5可见,TC4粉末主要由α-Ti和β-Ti组成,Ni60A粉末主要包含基体Ni和金属间化合物(Ni₃B和Cr₂B),熔覆层主要由α-Ti、钛镍金属间化

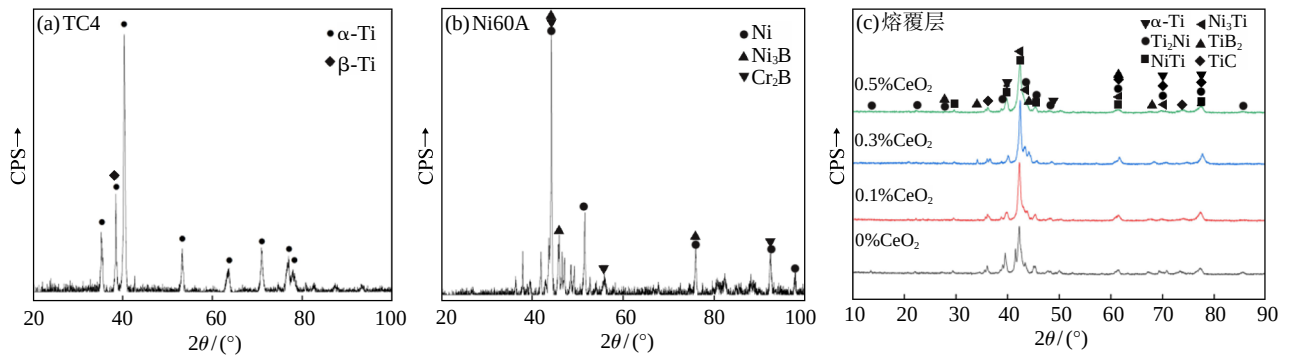


图5 合金粉末和熔覆层 XRD 谱
Fig.5 XRD patterns of alloy powders and cladding layers

合物 NiTi 、 Ti_2Ni 和 Ni_3Ti 以及少量 TiB_2 和 TiC 陶瓷相组成。从 XRD 结果来看,凝固过程中发生了液相向 $\beta\text{-Ti}$ 再向 $\alpha\text{-Ti}$ 的转变,以致熔覆层中未发现 $\beta\text{-Ti}$ 的存在;纯 Ni60A 的主要物相在冷却过程中与 Ti 元素发生反应,生成了熔覆层中其他金属间化合物。加入不同含量的 CeO_2 并未改变熔覆层的基本相组成。但是当 CeO_2 添加量从 0% 增加到 0.3% 时,熔覆层中 $\alpha\text{-Ti}$ 的部分峰强度减小, 2θ 为 13° 左右的 Ti_2Ni 衍射峰在添加了 CeO_2 的熔覆层中消失,其它包含 TiC 的衍射峰强度略有增加。说明 CeO_2 的添加增加了陶瓷相的含量,其中,添加量为 0.3% 的熔覆层中各增强相的峰的数量和强度为最高。而当 CeO_2 添加量为 0.5% 时,熔覆层各峰强度有所下降。上述现象的主要是由于 CeO_2 能够起到净化熔池杂质、增加熔池深度的作用,在 CeO_2 的“催化”作用下,熔覆层复合粉末中的低含量元素在熔池中充分反应,发生了化学变化,从而促进了多种硬质相的形成。但添加量过高, CeO_2 会出现过量现象,如前所述,一方面由于团聚堵塞,导致未充分熔化,残留在熔覆层表面;另一方面,作为“熔渣”存留于熔池中,降低了熔池的流动性,使得熔池反应受到抑制,形成相减少。

2.3 显微组织

图 6 为熔覆层组织的光学显微镜照片。从图中

可以看出,熔覆层显微组织主要为多边形、条块状基体及细小的第二相, CeO_2 的添加并未改变组织的基本形态。但未添加 CeO_2 时的晶粒较粗大,在研究范围内,随着添加量增加,熔覆层组织呈现先细化后又变粗大的规律。当添加量为 0.3% 时,组织最为细小,且条块状基本明显减少;当 CeO_2 添加量增加到 0.5% 时,熔覆层晶粒又变得粗大。由此可知,当 CeO_2 添加量为 0.3% 时,可起到细化晶粒,净化组织的作用;过量添加,细化效果变差,原因跟前述分析相同。此规律在如图 7 熔覆层中部 TiC 组织 SEM 照片中也有所体现。

图 7 为 CeO_2 不同添加量熔覆层中部组织的 SEM 照片。其中,图 7(a) 和 (b) 的添加量为 0.1% 时,熔覆层主要包含的方块相 A, 以及分布在 A 周围并存在于整个熔覆层中的白色圆形相 B, 图 7(c) 的添加量为 0.5% 时熔覆层中重新粗大化的枝晶, 图 7(d) 的添加量为 0.3% 时熔覆层中位于晶界上的细小颗粒 E。分别对上述组织进行了 EDS 点扫描检测分析, 结果见表 5。结合图 5 中 XRD 结果, 推知 A 为 TiB_2 , B 和 D 均为 TiC , C 为 NiTi , E 为 Ce 的化合物。

由 Ti-C 二元相图可知^[9], 在碳含量较低的时候, 熔池内高温环境游离的少量 C 元素与大量的 Ti 元素在凝固过程中首先会发生反应, 生成 TiC 初晶相, 因为 TiC 为对称性较高的面心立方晶体结构, 所以

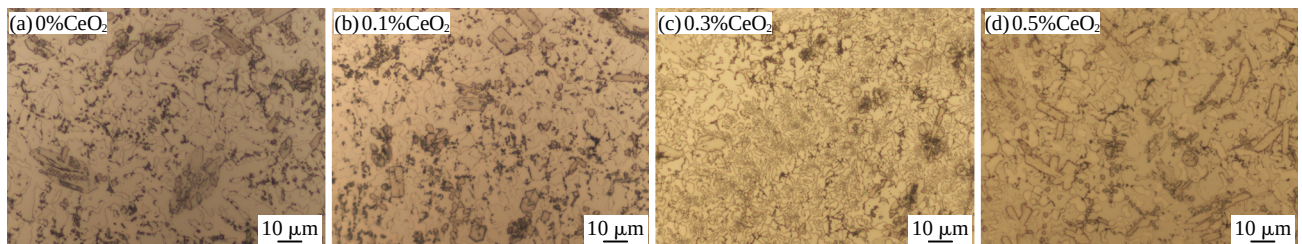


图6 熔覆层中部的光学显微镜照片
Fig.6 Optical microscope photographs of middle part of the cladding layer

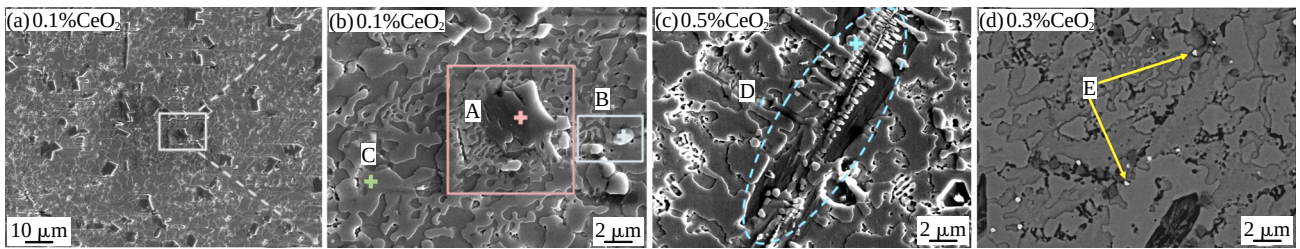


图7 不同 CeO₂ 添加量熔覆层中部组织的 SEM 照片

Fig.7 SEM photos of the cladding layer middle part with different CeO₂ additions

表 5 熔覆层中各物相 EDS 检测结果(原子分数, %)
Tab.5 EDS results for each phase in the coating (at%)

相	B	C	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Ni	V	Ce
A	69.88	0.03	0.01	0.02	29.42	0.10	-	0.13	0.41	-
B	-	36.43	3.32	0.60	39.24	2.99	1.52	15.80	-	0.10
C	11.01	14.77	5.45	0.80	31.01	2.53	-	33.82	0.61	-
D	-	45.70	1.33	0.50	46.03	1.11	0.55	4.76	-	-
E	14.63	23.33	2.06	0.65	17.11	-	-	14.82	0.39	27.01

形核时对称晶面生长速度几乎一致,故一般生长成等轴的球形颗粒,但对称的球形颗粒仍然有发育长大成树枝状的趋势。当 TiC 液相线温度从 2900℃增高到 3300℃左右,由于凝固温度区间越大, TiC 液相线斜率越大,则导致越容易产生成分过冷, TiC 初晶继续长大向树枝晶发育^[7]。如图 7(d)中所示,由于稀土元素在熔覆层中以固溶体的形式存在时,偏聚在晶界处起到“钉扎效应”抑制晶界扩张,使得颗粒状 TiC 无法继续成长为树枝晶,而保留在了等轴球形颗粒的形态。而当继续添加 CeO₂ 到 0.5%时,过量稀土元素的加入增加了熔覆层对激光能量的吸收率,导致熔池凝固的时间点延后,晶粒发育时间变长,从而长得更为粗大。图中 NiTi 组织的大小也呈一定规律变化,体现为晶界数量的增加和组织的细长化,当添加量为 0.3%时最明显。在添加了 CeO₂ 的熔覆层中, B、C 元素与大量 Ti 元素发生反应生成化合物 TiB₂、TiC, 当熔覆层中存在方块状 TiB₂ 组织时,其周围就存在颗粒状 TiC,此现象在图 6 中也有显示,说明熔覆层中的颗粒状 TiC 和 TiB₂ 的生成有伴生关系,也表明当 B、Ti 化合物生成量多的时候,稀土氧化物对组织的促进效果最好,且 TiC 颗粒多以细小球形颗粒生长为主。所以,添加 CeO₂ 的熔覆层组织会发生细化,且添加量为 0.3%时效果最好;当添加量达到 0.5%时, CeO₂ 的强化效果开始减弱,组织再次开始粗大。

2.4 显微硬度

图 8 为熔覆层的显微硬度分布曲线。由图 8 可

知, TC4 基体的显微硬度约为 310HV, 熔合线处的硬度约为 500HV, 从熔合线到熔覆层顶部区域显微硬度逐渐增加, 最高可达 915HV。当 CeO₂ 添加量从 0 增加到 0.5%时, 熔覆层区域的平均显微硬度分别为 862、868、883 和 870HV。显然, 有了稀土氧化物的加入, 熔覆层显微硬度有所增加, 当 CeO₂ 添加量为 0.3%时, 硬度值最高。继续添加 CeO₂, 熔覆层硬度出现降低。这主要是因为, CeO₂ 加入后起到了阻碍晶界迁移和细化晶粒的作用, 且有效促进了硬质相的形成, 使熔覆层组织更为均匀, 当 CeO₂ 添加量为 0.3%时效果最好。

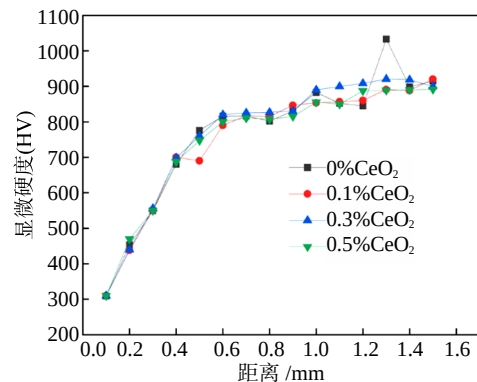


图 8 熔覆层横截面的显微硬度分布曲线

Fig.8 Microhardness distribution curves of the cross-section of the coatings

3 结论

(1) 在 TC4 基材表面通过激光熔覆技术制备了 CeO₂ 添加量为 0~0.5%的 CeO₂/ (70% Ni60A+30% TC4)复合熔覆层。CeO₂ 的加入抑制了熔覆层裂纹的产生, 且当添加量为 0.3%时, 熔覆层无裂纹, 成型质量最好。

(2) CeO₂ 的添加并未改变熔覆层的基本相组成, 但使得熔覆层中陶瓷相的衍射峰有所增强, 当添加量为 0.3%时, 效果最显著。在研究范围内, 随着添加量增加, 熔覆层组织呈现先细化后又变粗大的规律, 当添加量为 0.3%时, 组织最细小。

(3) 熔覆层显微硬度明显高于基体的, 添加 CeO_2 后显微硬度有所提高。当添加量为 0.3% 时效果最显著, 为 883HV 左右, 约为基材的 3 倍。

参考文献:

- [1] Liu S N, Liu Z D, Wang Y, et al. Ti-based composite coatings with gradient TiC_x reinforcements on TC4 titanium alloy prepared by laser cladding [J]. Science China Technological Sciences, 2014, 57: 1454-1461.
- [2] Feng X, Lei J, Gu H, et al. Effect of scanning speeds on electrochemical corrosion resistance of laser cladding TC4 alloy [J]. Chinese Physics B, 2019, 28(2): 026802.
- [3] 魏亚伟, 刘张慧, 孙信阳, 等. 钛合金激光表面改性技术的发展现状[J/OL]. 热加工工艺, 1-4[2025-05-08]. <https://doi.org/10.14158/j.cnki.1001-3814.20213374>.
- [4] Hager Jr C H, Sanders J H, Sharma S. Unlubricated gross slip fretting wear of metallic plasma-sprayed coatings for Ti6Al4V surfaces[J]. Wear, 2008, 265(3/4): 439-451.
- [5] Pang W, Man H C, Yue T M. Laser surface coating of Mo-WC metal matrix composite on Ti6Al4V alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 390(1/2): 144-153.
- [6] Zhang H X, Dai J J, Ma Z W, et al. Effect of Y_2O_3 on microstructures and wear resistance of TiC reinforced Ti-Al-Si coating by laser cladding on TC4 alloy[J]. Surface Review and Letters, 2019, 26(10): 1950077.
- [7] Zhu L, Xue P, Lan Q, et al. Recent research and development status of laser cladding: A review [J]. Optics & Laser Technology, 2021, 138: 106915.
- [8] Zhao G L, Zou Y, Zou Z D, et al. Research on in situ synthesised (Ti,V) C/Fe composite coating by laser cladding[J]. Materials Science and Technology, 2015, 31(11): 1329-1334.
- [9] 王冉, 王玉玲, 姜芙林, 等. 稀土氧化物对 Al_2O_3 - ZrO_2 激光熔覆层组织与性能影响研究 [J]. 激光与光电子学, 2022, 59(19): 1914004.
- [10] 赵晖, 孙旭, 杜春燕, 等. TC4 合金表面激光熔覆材料研究进展[J]. 沈阳理工大学学报, 2022, 41(1): 31-37.
- [11] Zhang H, Yong Z O U, Zengda Z O U, et al. Effects of CeO_2 on microstructure and corrosion resistance of TiC-VC reinforced Fe-based laser cladding layers [J]. Journal of Rare Earths, 2014, 32(11): 1095-1100.
- [12] 何星华, 许晓静, 戈晓岚, 等. TC4 钛合金表面激光熔覆含 La_2O_3 的 F101 镍基涂层[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(4): 1074-1079.
- [13] Cui C, Wu M, Miao X, et al. Microstructure and corrosion behavior of CeO_2 /FeCoNiCrMo high-entropy alloy coating prepared by laser cladding[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 890: 161826.
- [14] Li Y, Chen K, Tamura N. Mechanism of heat affected zone cracking in Ni-based superalloy DZ125L fabricated by laser 3D printing technique[J]. Materials & Design, 2018, 150: 171-181.
- [15] Ye F, Shao W, Ye X, et al. Microstructure and corrosion behavior of laser-cladding CeO_2 -doped Ni-based composite coatings on TC4[J]. Journal of Chemistry, 2020, 2020: 1-10.
- [16] 吕维洁, 张小农, 张荻, 等. 原位合成 TiC/Ti 基复合材料增强体的生长机制[J]. 金属学报, 1999(5): 536-540.
- [17] Lu W, Zhang X, Zhang D, et al. Growth mechanism of reinforcement in in situ processed TiC/Ti composites[J]. Acta Metallurgica Sinica(China), 1999, 35(5): 536-540. 

(上接第 118 页) 化前的 1.50 mm 变化为 0.749 mm, 如图内红色区域所示, 叶片的回弹量降低至原值的 50%; 叶片小端部位的回弹数值由优化前的 1.19 mm 变化为 0.12 mm, 如图 13 内蓝色区域所示, 叶片的回弹量已有效减小了 90% 以上, 叶片的回弹量情况有了明显的改善。

5 结论

(1) 在高强度钢热冲压成形过程中, 板料初始温度起到重要作用。这是由于在高温环境下的高强度钢的物理参数会随着温度的变化而改变, 而这些物理参数又直接影响板料的塑性成形和弯曲回弹等特性。

(2) 在叶片热冲压过程中, 摩擦系数相比叶片初始温度因素来说, 对叶片的回弹情况影响不大。较低的摩擦系数有利于叶片产生塑性变形, 降低其冲压成形后的回弹量, 但是过于追求较低的摩擦系数

会导致整体制造成本的上升。

(3) 保压淬火时间的增加同样对减小叶片的回弹量起着正向作用。这主要是由于保压时间的增加既影响了叶片被热冲压成形后的应力分布, 又影响了其发生相变转化过程的温度场, 并且当达到一定保压时间后, 叶片回弹量的减小幅度会逐渐降低。

参考文献:

- [1] 刘红生, 包军, 邢忠文, 等. 22MnB5 超高强钢板热成形中的回弹机理分析[J]. 航空学报, 2010, 31(4): 865-870.
- [2] 李延平, 朱东波, 卢秉恒. 3D 复杂形状板料冲压成形回弹误差补偿方法及其实验验证[J]. 塑性工程学报, 2005(3): 60-66.
- [3] 朱东波, 孙琨, 李涤尘, 等. 板料成形回弹问题研究新进展[J]. 塑性工程学报, 2000(1): 11-17.
- [4] 兰凤崇, 陈吉清, 林建国, 等. U 形件拉深成形回弹影响因素的计算机仿真[J]. 塑性工程学报, 2004(5): 78-84.
- [5] 徐仕龙, 肖华, 石磊. 宝钢高强钢 V 弯回弹的特性研究[J]. 塑性工程学报, 2017, 24(2): 53-58.
- [6] 白有俊, 刘世豪, 苏思, 等. 汽车侧壁上外板冲压成形过程仿真及实验[J]. 锻压技术, 2017, 42(9): 25-29. 