

激光冲击对冷喷涂纯铝涂层表面形貌的影响

赵恺, 陈凯, 姜高强, 王星宇, 孙潘杰, 崔承云*

江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013

摘要 为了改善冷喷涂纯铝涂层表面形貌, 结合激光冲击强化技术与冷喷涂技术, 使用低压冷喷涂设备, 以压缩空气作为介质, 在镁合金表面上制备了一层纯铝涂层, 研究了冷喷涂纯铝涂层在不同激光冲击次数作用下的表面形貌、粗糙度、物相、残余应力和显微硬度的变化。试验结果表明, 激光冲击后涂层表面形貌趋于平整, 激光冲击 1、2、3 次后的表面粗糙度相较于原始涂层分别降低了 30.67%、50.96%、58.53%, 但粗糙度降幅逐渐下降, 残余应力状态由拉应力逐渐转变为压应力, 涂层表面显微硬度分别提高了 16.22%、27.46%、34.49%, 单次的增幅呈现下降趋势。首次激光冲击对涂层表面的作用效果最为明显, 后续冲击的作用效果不断衰减, 总体作用效果随激光冲击次数的增加而不断提升。

关键词 激光技术; 激光冲击强化; 冷喷涂; 纯铝涂层; 粗糙度; 塑性变形

中图分类号 TN249 **文献标志码** A

DOI: 10.3788/CJL220638

1 引言

AZ91D 是最常用的镁合金之一, 它具有轻量化、低密度、高比强度和屈服强度、良好的抗冲击性、耐热性、导电性和可回收性等特点, 可用于制造任何形式的部件, 已经被广泛地应用于航空航天、军工、汽车等领域^[1-2]。然而, 限制镁合金应用最主要的因素之一是其较弱的耐腐蚀性能^[3-4], 因此研究人员针对镁合金的表面防腐进行了大量的研究。在镁合金基体表面制备涂层是一种比较有效的防腐手段, 涂层可以阻隔外部腐蚀介质与基体的接触, 从而达到防止和延缓基体腐蚀的目的。目前, 针对镁合金表面防腐的技术主要有激光熔覆、热喷涂、化学镀、电镀、气相沉积等^[5-9]。激光熔覆、热喷涂等热效应作用通常会导导致材料产生高温氧化、相变、残余应力和裂纹, 化学镀、电镀等则由于涂层较薄难以持久, 且制备过程中存在污染、安全等问题, 不利于普及和操作。

冷喷涂(CS)技术是近年来发展起来的一种新型的表面涂层制备技术^[10]。其原理是粉末颗粒在达到临界速度后撞击基体, 颗粒发生剧烈塑性变形、诱发绝热剪切失稳等, 从而实现与基体的结合及自身的沉积^[11-12]。冷喷涂具备很多其他工艺所没有的独特优点, 可以不受铝(Al)等光亮金属粉末的高反射率的影响^[13]; 较低的温度避免了材料的氧化、蒸发、熔化、结晶以及热应力引起的裂纹问题^[14-15], 同时涂层材料有着

良好的还原性, 能够保持原始的性能^[16]; 冷喷涂沉积效率高, 沉积厚度在理论上无限制, 制备过程简单、绿色无污染, 粉末可以回收再利用, 被广泛应用于涂层制造、增材制造、材料修复等方面。冷喷涂也存在着一些不足, 比如表面存在较高的粗糙度^[17-18]。众所周知, 较高的粗糙度增加了材料与外界的接触面积, 同时在海洋环境中, 尖锐且薄的凸起处具有较低的电阻, 增加了自身的腐蚀电流, 引发了更快的局部腐蚀。影响冷喷涂涂层质量的因素有很多, 在加工过程中, 气体的类型、压力、温度、喷枪的对峙距离、喷嘴的类型及粉末的塑性、粒径和形态等都会对涂层的表面产生重要的影响, 目前大部分研究是通过调整冷喷涂加工过程中的各项参数以及对涂层施加一定的后处理来提高冷喷涂涂层质量。Seng 等^[19]研究了喷涂的角度对涂层质量的影响, 发现在喷涂角度为 90°时涂层表面的粗糙度最低, 而在相同的角度下, 较高的喷涂压力和较低的气体温度有利于获得较低的涂层粗糙度。然而, 在喷涂过程中, 较高的气体温度虽然有利于颗粒的软化和沉积, 但同时也更加容易导致颗粒堵塞喷嘴, 而造成喷涂的中断^[20-21], 这一点在本次的冷喷涂试验中也得到验证。Moridi 等^[22]使用机械喷丸作用于冷喷涂涂层, 喷丸通过撞击涂层诱发了塑性变形, 常规喷丸大大降低了涂层表面粗糙度, 重度喷丸可进一步降低涂层表面粗糙度; 喷丸使涂层变平, 同时诱发了裂纹, 这种现象在重度喷丸下更加突出。Kang

收稿日期: 2022-03-07; 修回日期: 2022-03-30; 录用日期: 2022-05-05; 网络首发日期: 2022-05-13

基金项目: 国家自然科学基金(51875267, 51505198)、江苏高校“青蓝工程”项目、江苏大学青年教师计划、江苏大学大学生科研立项资助项目(20AA0092)、江苏大学工业中心大学生创新实践基金(ZXJG202103)

通信作者: *ccyy981206@163.com

等^[23]通过对冷喷涂涂层进行激光重熔,发现涂层表面粗糙度从原来的 12.2 μm 下降到约 5 μm ,表面粗糙度显著减小,但是激光重熔伴随的热效应导致了较大的残余拉应力,同时产生了新的相以及孔隙问题。陈正涵等^[24]在激光重熔冷喷涂涂层的研究中发现,激光重熔后涂层表面平整化,但是涂层上出现了尺寸很小的孔隙和裂纹。

激光冲击强化(LSP)技术作为一种优秀的表面强化技术^[25-27],利用高功率短脉冲激光束辐照固体靶材。当激光功率密度超过 10^9 W/cm^2 时,保护层气化电离,形成高温、高压的等离子体。激光诱导的等离子体爆发产生的冲击波压强高达 GPa 以上,并且作用时间只有几十纳秒(ns),可引起靶材表面材料的超高应变率响应。冲击波在作用靶材的过程中几乎不产生任何热作用,对材料的热影响极小。不同于机械喷丸所用弹丸的随机性和不可控性,激光冲击采用的激光以脉冲的形式发出,其能量、光斑的大小、光斑的搭接率等均可精细调控,可以更加稳定地作用在材料的表面上。目前将激光冲击与冷喷涂相结合的研究鲜有报道。本文结合激光冲击强化技术与冷喷涂技术,研究了激光冲击强化对冷喷涂纯 Al 涂层的表面形貌的影响。研究发现,冷喷涂纯 Al 涂层经过激光冲击强化作用之后,表面迅速平整,粗糙度显著降低,且未发现材料明显氧化。研究结果为冷喷涂涂层表面形貌的改善提供

了新的思路。

2 试验装置及方法

2.1 试验设备

采用低压冷喷涂设备在 AZ91D 镁合金基体表面上喷涂以制备纯 Al 涂层,喷涂使用缩放喷管,以压缩空气作为介质。冷喷涂试验主要包括喷涂前的预处理和喷涂加工两个部分。喷涂前对基体进行清洁、除油,并采用喷砂设备,以白刚玉作为介质,在 0.8 MPa 的气体压力下对基体进行喷砂处理。喷砂的目的是去除基体表面的氧化层以露出新鲜的基体组织,同时增加基体表面粗糙度,便于粉末颗粒的附着。喷砂后使用无水乙醇超声清洗 5 min,取出吹干待用。喷涂前将纯 Al 粉末置于真空干燥箱中,在 80 $^{\circ}\text{C}$ 的温度下干燥 30 min 以提高粉末的流动性。打开冷喷涂设备后先进行 5 min 的空喷以清除设备先前加工可能残留的粉末,将基体牢固安装在虎钳工作台上,将喷枪安装在计算机数字控制(CNC)机床上,通过预先编译的计算机程序控制喷枪移动进行喷涂,保证喷涂过程的稳定性和涂层的均匀性,使得涂层可以很好地再现。喷涂加工路径为“Z”形,喷涂方式为往复移动式。通过对参数的多次调整优化,最终选择表 1 所示的参数,单道制备 80 μm 左右厚的涂层作为本次研究对象。喷涂现场如图 1 所示。

表 1 冷喷涂的加工参数
Table 1 CS processing parameters

Material	Particle size / μm	Type of gas	Temperature / $^{\circ}\text{C}$	Pressure / MPa	Feeding rate / ($\text{g} \cdot \text{min}^{-1}$)	Stand-off distance / mm	Movement speed / ($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$)	Separation distance / mm
Al	10-45	Compressed air	300	0.6	35	10	10	2

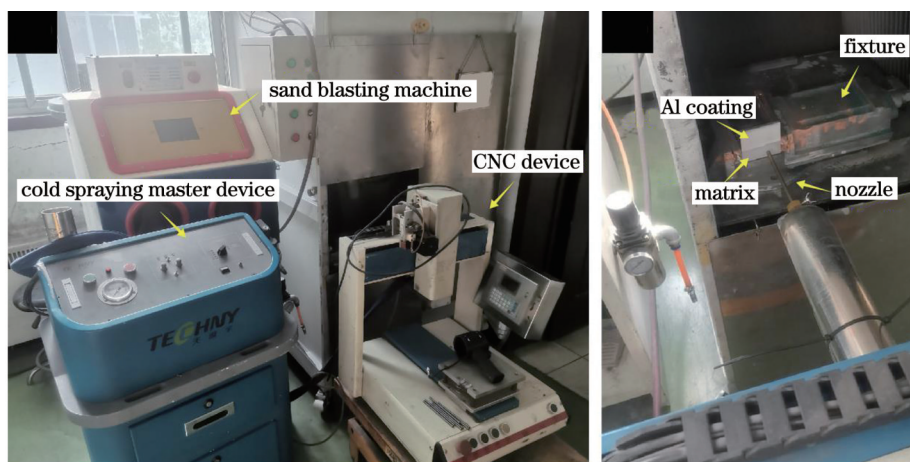


图 1 冷喷涂试验现场。(a)冷喷涂主要装置;(b)喷涂加工过程
Fig. 1 CS test site. (a) Main devices of CS; (b) spraying process

激光冲击强化试验采用江苏大学激光技术研究所的 Nd:YAG 纳秒脉冲激光冲击系统。该激光器主要技术指标如下:激光波长为 1064 nm,频率为 5 Hz,功率密度最大可达 17 GW/cm^2 ,激光能量最大可达 12 J,

光斑直径范围为 3~10 mm。如图 2 所示,该冲击系统结构紧凑,性能安全可靠且有着良好的散热功能,主要由激光脉冲发射单元[图 2(a)]、试验操作平台[图 2(b)]、机械手和水冷系统控制单元[图 2(c)]三个

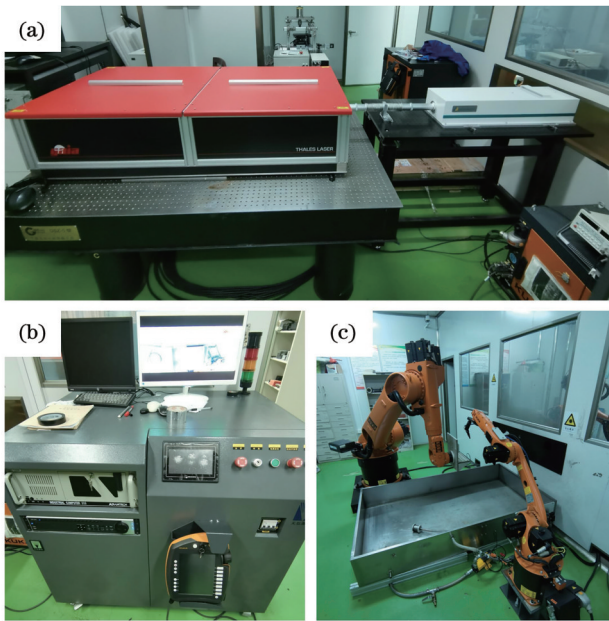


图2 Nd:YAG纳秒脉冲激光冲击系统。(a)激光脉冲发射单元;(b)试验操作平台;(c)机械手和水冷系统控制单元
Fig. 2 Nd:YAG nanosecond pulse laser shock system. (a) Laser pulse emitting unit; (b) experimental operation platform; (c) manipulators and water cooling system control unit

重要部分组成,其中两只机械手可分别控制样品和水流的空间位置。将喷涂好的纯Al涂层样品切割成尺寸为 $20\text{ mm}\times 20\text{ mm}\times 5\text{ mm}$ 的块体。试验采用 $177\text{ }\mu\text{m}$ 厚的黑胶带作为激光冲击的吸收层及保护层,可在高效吸收激光的同时防止激光灼伤涂层表面。使用 2 mm 厚的流水作为激光冲击的透明约束层,控制冲击波充分作用于涂层。本次试验中使用的激光能量为 4 J ,激光光斑直径为 3 mm ,搭接率为 50% 。使用预先编程好的程序来控制六轴机械手以完成对试样整个面的连续冲击,如图3所示,每次冲击结束后更换新的黑胶带以确保每次冲击的稳定性,样品分别冲击1、2、3次。

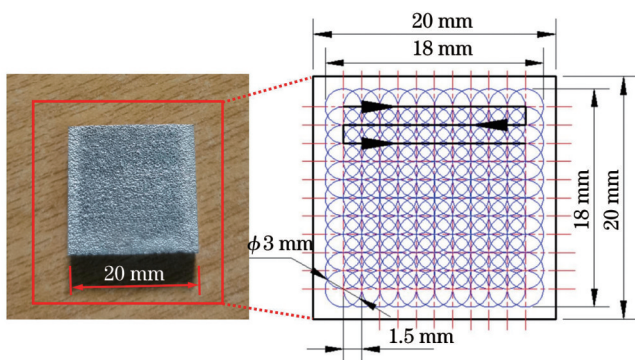


图3 激光冲击后的样品及冲击路径示意图
Fig. 3 Sample after LSPs and schematic of shock path

2.2 试验材料

冷喷涂基体采用尺寸为 $60\text{ mm}\times 60\text{ mm}\times 4\text{ mm}$ 的AZ91D镁合金块。冷喷涂粉末为纯度(质量分数)

为 99.99% 的雾化球形Al粉末,粒径范围为 $10\sim 45\text{ }\mu\text{m}$,粉末形貌如图4所示,可以观察到粉末颗粒呈现大小不一的近球形状态。

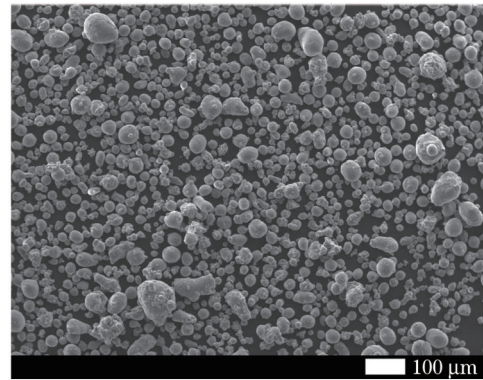


图4 试验用纯Al粉末的形貌图
Fig. 4 Morphology of pure Al powder used in test

2.3 测试方法

2.3.1 表面形貌检测

采用激光共聚焦轮廓测量仪检测涂层表面的三维轮廓及截面二维轮廓,并测量粗糙度。未冲击及冲击1、2、3次的涂层样品分别标记为initial、LSP-1、LSP-2和LSP-3。

2.3.2 物相检测

采用X射线衍射仪(XRD)进行涂层表面的检测。靶材为铜靶,测量角度为 $10^\circ\sim 90^\circ$,扫描速度为 $5^\circ/\text{min}$,使用JADE软件对数据进行物相分析。

2.3.3 表面残余应力测量

采用X射线应力测定仪测量激光冲击前、后涂层表面的残余应力水平,测量采用侧倾固定 Ψ 法,衍射晶面为(311),分别对三个不同位置进行测量并取平均值。

2.3.4 显微硬度测量

采用全自动维氏显微硬度测量系统进行涂层表面显微硬度的测量。测量使用的载荷为 0.245 N ,保持时间为 15 s ,每个样品取不同区域测量三个点,测量时确保压痕轮廓清晰可见,并计算最终平均值。

3 试验结果与讨论

3.1 激光冲击对涂层表面形貌的影响

图5为冷喷涂纯Al涂层在多次激光冲击前、后的表面扫描电镜(SEM)形貌图。由图5(a)可以看到,冷喷涂后未冲击的涂层表面凹凸不平,存在明显的“微峰”和“微谷”形貌。这是由于在喷涂的过程中,颗粒加速后以无序的状态撞击基体,在不同位置有不同的沉积速率,而沉积速率较快的区域获得了较多的沉积,沉积速率较慢的区域获得较少的沉积。随着喷涂的持续进行,这种沉积速率上的差异性造就了涂层表面高低不平的形貌特征,最终使涂层表面获得了比较高的粗糙度。而在经过激光冲击后,“微峰”被冲击波

碾压而变得扁平,并且随着冲击次数的增加,扁平化的程度增加。由图 5 可以观察到,冲击后的涂层表面

完好,激光冲击未对纯铝涂层表面的完整性产生破坏作用。

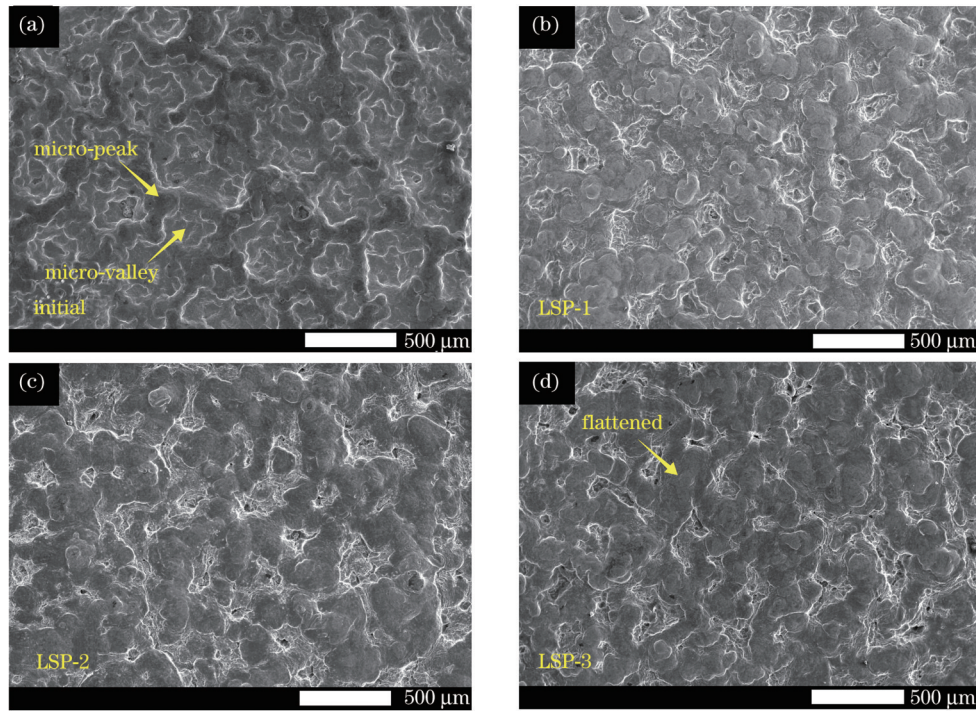


图 5 不同冲击次数下冷喷涂纯 Al 涂层的表面 SEM 形貌图。(a)未冲击;(b)1;(c)2;(d)3

Fig. 5 Surface SEM morphologies of cold sprayed pure Al coatings under different impact numbers. (a) Before impact; (b) 1; (c) 2; (d) 3

图 6 为多次激光冲击前、后纯 Al 涂层表面的三维轮廓,湖泊状区域为高度较低的“微谷”,脊状区域则为高度较高的“微峰”。可以看到,在激光冲击前,湖泊状区域的面积占比最大,经多次冲击后,湖泊状区域的面积占比明显降低,位置较低的湖泊状区域由原始的片状分布逐渐转变为点状分布,这说明“微谷”面积

随着冲击次数的增加不断缩小。未冲击和冲击 1、2、3 次后涂层表面的最大高度差分别为 234.29、163.11、182.58、192.7 μm,由于冷喷涂后的原始表面凹凸不平,原始涂层不同区域的最大高度差并不相同,因此并不能对比出相同区域冲击前、后的高度差具体变化值。尽管如此,从图 6 可以看出,冲击后的涂层高度差普遍

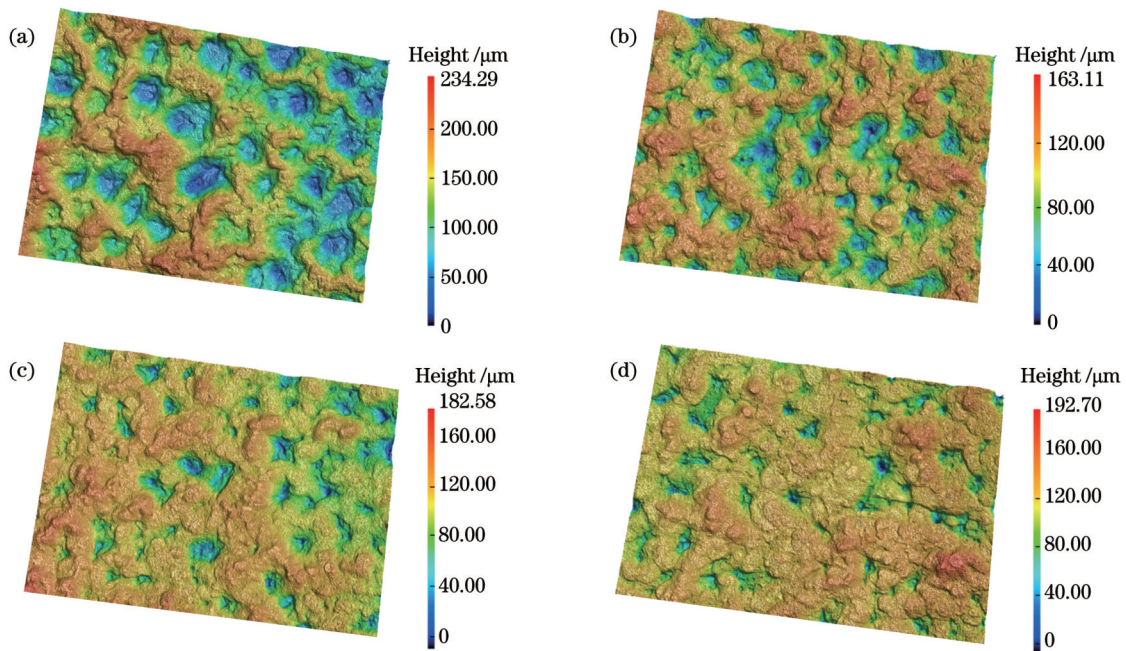


图 6 不同冲击次数下冷喷涂纯 Al 涂层的表面三维形貌图。(a)未冲击;(b)1;(c)2;(d)3

Fig. 6 3D surface morphologies of cold sprayed pure Al coatings under different impact numbers. (a) Before impact; (b) 1; (c) 2; (d) 3

小于未冲击的涂层。为了进一步详尽了解涂层表面形貌的具体演变,下面通过截面的二维曲线予以分析。

图 7 为冷喷涂纯 Al 涂层在激光冲击前、后的二维表面轮廓。可以发现,经过激光冲击后,初始状态尖锐的“微峰”遭碾压后发生大幅下沉并变得平整,“微谷”在水平方向上大幅收窄,而在垂直方向上抬升却并不明显,最底端依然处于较低的位置。这表明涂层表面平整化主要是由“微峰”的下沉导致的。“微峰”的下沉起到主导作用,“谷区”的抬升到次要作用。在激光冲击波作用下,“微峰”受到碾压产生塑性变形而发生下沉,并持续向周围的“微谷”扩展挤压,挤压作用使“微谷”急剧缩小,同时对其有一定的抬升作用。但是激光冲击波作用随着到“微谷”距离的增长而衰减,对距离最远的“微谷”中心的作用最小,这使得“微谷”中心不能被有效抬升。在这“下沉-挤压-抬升”的作用下,涂层表面趋于平整化。图 8 为多次激光冲击下涂层表面形貌的演变示意图。对于初始的冷喷涂涂层,

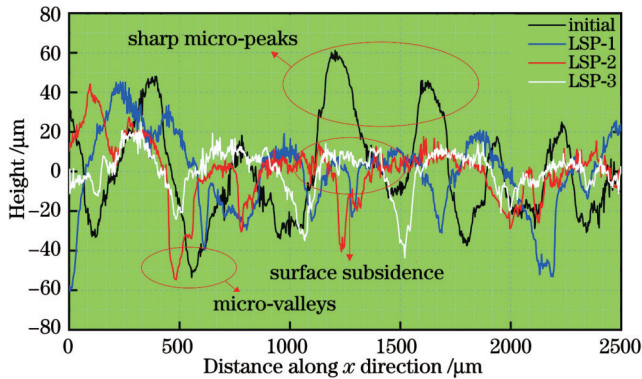


图 7 冷喷涂纯 Al 涂层在多次激光冲击前、后的二维表面轮廓
Fig. 7 2D surface profiles of cold sprayed pure Al coating before and after multiple LSPs

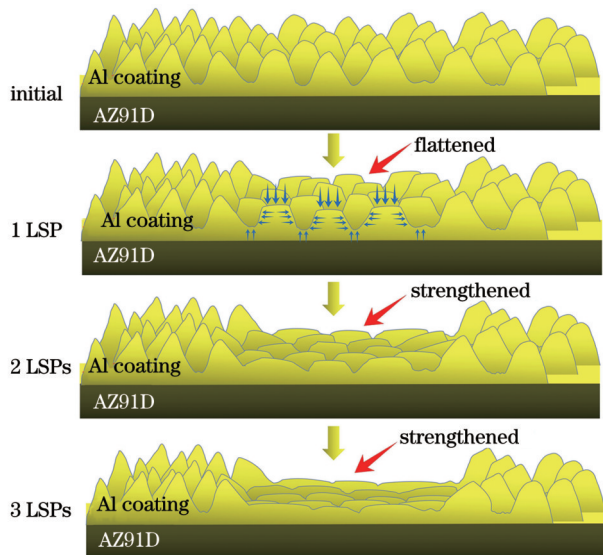


图 8 多次激光冲击下涂层表面形貌的演变示意图
Fig. 8 Schematics of coating surface morphology evolution under multiple LSPs

激光诱导的等离子体爆破产生的超高压激光冲击波作用于表面,并持续向材料内部传播,激光冲击波的力效应使材料表层产生塑性变形,在多次冲击后塑性变形所产生的“下沉-挤压-抬升”作用得到强化,进而使涂层表面趋于平整,最终达到表面整形的作用。

3.2 激光冲击对涂层表面粗糙度的影响

图 9 为不同激光冲击次数下涂层的面粗糙度(S_a)和线粗糙度(R_a)的变化情况。相较于未冲击涂层,冲击 1、2、3 次后涂层的线粗糙度分别降低了 30.67%、50.96%、58.53%,其中冲击 3 次后涂层的线粗糙度最低。然而,每次冲击相较于前一次冲击,线粗糙度的降幅分别为 30.67% (相较于未冲击涂层)、29.27% 以及 15.44%,处于不断降低的趋势。相较于未冲击涂层,冲击 1、2、3 次后涂层的面粗糙度分别降低了 42.79%、49.45%、59.56%。每次冲击相较于前一次冲击,面粗糙度的降幅分别为 42.79% (相较于未冲击涂层)、11.64% 以及 20.00%,与线粗糙度值有类似的变化规律;尽管在第 3 次时有微弱提高,但是相较首次冲击下降幅度较大。分析原因,考虑到纯铝的质地在各种金属中较为柔软,塑性较好,材料对冲击波的作用敏感性更高,激光冲击对铝的影响更加容易达到饱和状态。激光冲击波在作用于材料后能量主要是以材料的塑性能 and 弹性能存储,因此在首次激光冲击中,涂层材料在发生剧烈塑性变形后保留了很大部分由冲击波能量转化而来的塑性能。在后续的冲击中,由于材料内部的塑性能较大并趋于饱和,因此冲击波能量向弹性能的转化扩大,而弹性的恢复使弹性能在冲击后逐渐释放,因此后续的激光冲击波能量向塑性能的转化减少。同时,涂层表层的“微峰”区域由于在首次冲击中发生剧烈的塑性变形,容易产生形变硬化层,涂层表面抵抗弹性变形、塑性变形的能力提高,因此也会影响到后续冲击波对材料塑性变形的影响效果。

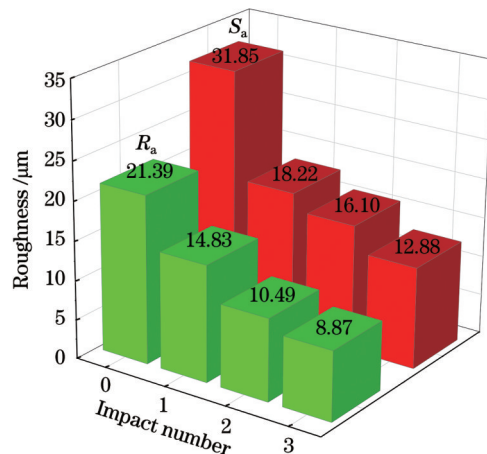


图 9 多次激光冲击前、后涂层的面粗糙度和线粗糙度
Fig. 9 Surface roughness and line roughness of coating before and after multiple LSPs

3.3 涂层组织的物相分析

图 10 为冷喷涂纯 Al 粉末及激光冲击前、后涂层全范围 XRD 图谱。激光冲击后,衍射峰均是典型 Al 的(111)、(200)、(220)、(311)、(222)面心立方结构,没有明显的 Al₂O₃存在,这表明激光冲击能够很好地保留冷喷涂还原粉末材料的性能特点,未发生涂层材料的严重氧化。其中还检测出微弱的镁衍射峰(002)、(101),局部放大图如图 11 所示。单次喷涂的涂层较薄,“微峰”受冲击碾压发生塑性变形,较低“微谷”区域在受到挤压重塑形貌的同时,部分内部组织重新暴露出来,从而导致内部的基体镁元素被检测到。涂层表面的完整性良好,对外界的屏蔽作用并未受到破坏,因此涂层的防护作用不受影响。

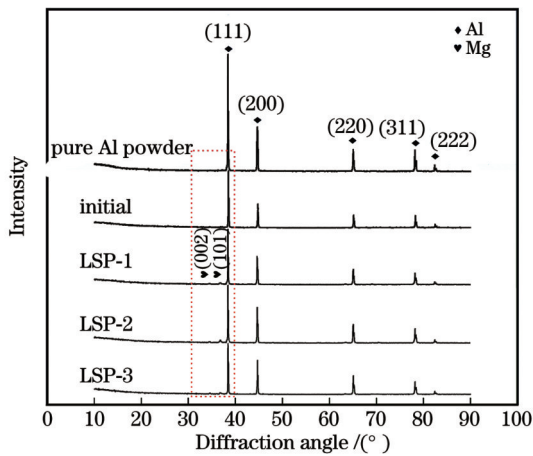


图 10 冷喷涂纯 Al 粉末及多次激光冲击前、后涂层的全范围 XRD 图谱

Fig. 10 Full-range XRD patterns of cold sprayed pure Al powder and coating before and after multiple LSPs

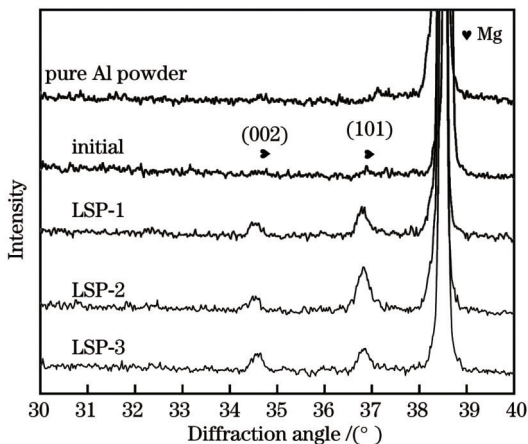


图 11 冷喷涂纯 Al 粉末及多次激光冲击前、后涂层的局部 XRD 图谱

Fig. 11 Partially magnified XRD patterns of cold sprayed pure Al powder and coating before and after multiple LSPs

3.4 激光冲击对涂层表面残余应力的影响

多次激光冲击前、后涂层表面的残余应力值如图 12 所示。冷喷涂可以给材料带来较大的残余压应

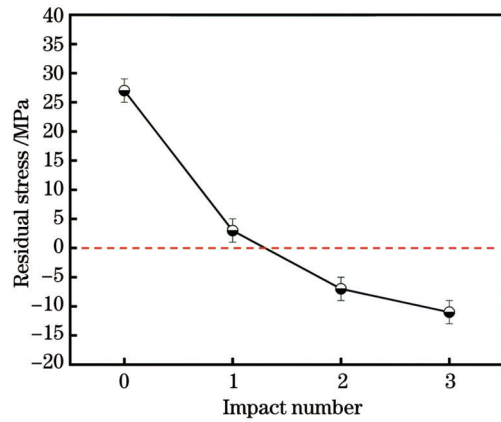


图 12 多次激光冲击前、后涂层表面的残余应力

Fig. 12 Residual stresses on coating surface before and after multiple LSPs

力^[28],本次试验中冷喷涂涂层检测结果显示,残余应力为 27 MPa 的拉应力,并不是通常认为的压应力。这是由于 Al 的热膨胀系数(CTE)较高,在喷涂过程中,气体加热作用以及颗粒剧烈撞击时部分动能转化为内能导致温度上升;虽然上升的温度远低于熔点,不会导致 Al 粉末颗粒整体熔化,但是却可以使其体积发生一定的膨胀;随着喷涂后温度的降低,体积逐渐回复、收缩,使残余压应力得到了释放,逐渐转化为拉应力。在经过激光冲击后,涂层表面的残余应力状态逐渐地由拉应力转变为压应力:经过 1 次激光冲击后,拉应力明显减小;经过 2 次激光冲击后,拉应力转化为压应力;经过 3 次激光冲击后,拉应力再次下降,但是降幅均很低。这是由于涂层较薄且 Al 的塑性较好,冲击获得的压应力不能被有效保持,冲击后压应力得到释放并最终达到稳定状态。

3.5 激光冲击对涂层表面显微硬度的影响

图 13 显示了冷喷涂纯 Al 涂层在多次激光冲击前、后的表面显微硬度。显然,涂层的表面显微硬度值随着冲击次数的增加而增加,但是增幅却随着激光冲击次数的增加而减少。相较于未冲击涂层,冲击 1、2、

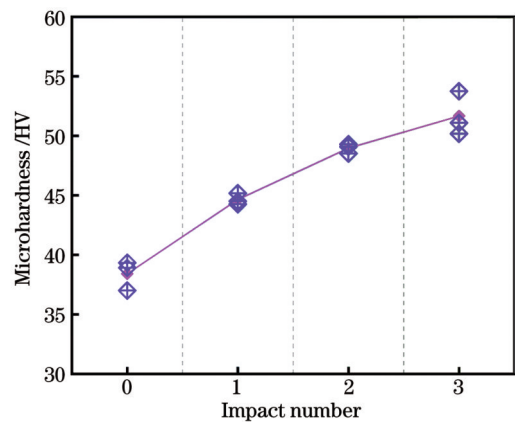


图 13 多次激光冲击前、后涂层表面的显微硬度

Fig. 13 Microhardnesses of coating surface before and after multiple LSPs

3 次后涂层的表面显微硬度分别提高了 16.22%、27.46%、34.49%，其中冲击 3 次后的涂层表面显微硬度最大，最终硬度值为 51.67 HV。相较于前一次冲击，冲击 1、2、3 次后涂层的显微硬度增幅分别为 16.22%（相较于未冲击涂层）、9.68%、5.51%，这表明首次激光冲击对显微硬度的提升作用最明显，后续激光冲击对显微硬度的提升作用逐渐减弱。这是由于在上一次激光冲击过程中，涂层表层发生剧烈的塑性变形而产生一定的形变硬化，表层的动态屈服强度获得一定的提高，下一次塑性变形将要消耗更多的能量，在后续激光脉冲能量不变的情况下，组织再次发生的塑性变形的程度有所降低，表面新产生的硬化程度下降，因此相较于前一次冲击，显微硬度增幅呈现逐渐下降的趋势。

4 结 论

运用激光冲击强化技术与冷喷涂技术相结合的方式，研究了激光冲击强化对冷喷涂纯 Al 涂层的表面形貌的影响。在激光冲击强化后，涂层表面的完整性得到良好的保持，涂层表面平整化，表面形貌得到重塑。随着激光冲击次数的增加，表面粗糙度逐渐降低，3 次冲击后面粗糙度和线粗糙度值由起初的 31.85 μm 和 21.39 μm 分别下降至 12.88 μm 和 8.87 μm 。激光冲击强化后，涂层表面并未发生明显氧化，涂层较好地保持了粉末材料的特性。随着激光冲击次数的增加，涂层表面的残余应力状态由残余拉应力逐步转变为残余压应力；表面显微硬度逐渐增大，最大硬度达到 51.67 HV。随着激光冲击次数的增加，表面粗糙度下降，但每次的降幅减小，显微硬度的增幅也呈现相同的变化趋势。这是由于首次激光冲击对表面的作用效果最为明显，后续冲击的作用效果不断减弱，总体作用效果随着冲击次数的增加呈不断上升的变化趋势。

参 考 文 献

- [1] Jiang J H, Zhou Q, Yu J S, et al. Comparative analysis for corrosion resistance of micro-arc oxidation coatings on coarse-grained and ultra-fine grained AZ91D Mg alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2013, 216: 259-266.
- [2] Miura H, Maruoka T, Jonas J J. Effect of ageing on microstructure and mechanical properties of a multi-directionally forged Mg-6Al-1Zn alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 563: 53-59.
- [3] Mordike B L, Ebert T. Magnesium: properties - applications - potential[J]. Materials Science and Engineering: A, 2001, 302(1): 37-45.
- [4] Liu W J, Cao F H, Chen A N, et al. Corrosion behaviour of AM60 magnesium alloys containing Ce or La under thin electrolyte layers. Part 1: microstructural characterization and electrochemical behaviour[J]. Corrosion Science, 2010, 52(2): 627-638.
- [5] Ignat S, Sallamand P, Grevey D, et al. Magnesium alloys laser (Nd: YAG) cladding and alloying with side injection of aluminium powder[J]. Applied Surface Science, 2004, 225(1/2/3/4): 124-134.
- [6] Vicenzi J, Marques C M, Bergmann C P. Hot and cold erosive wear of thermal sprayed NiCr-based coatings: influence of porosity and oxidation[J]. Surface and Coatings Technology, 2008, 202(15): 3688-3697.
- [7] Singh C, Tiwari S K, Singh R. Development of corrosion-resistant electroplating on AZ91 Mg alloy by employing air and water-stable eutectic based ionic liquid bath[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 428: 127881.
- [8] Liu Z M, Gao W. Electroless nickel plating on AZ91 Mg alloy substrate[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 200(16/17): 5087-5093.
- [9] Abela I S. 4-Physical vapour deposition on Mg alloys for biomedical applications[M]//Sankara N T S N, Park I S, Lee M H. Surface modification of magnesium and its alloys for biomedical applications. Volume II: modification and coating techniques. Woodhead publishing series in biomaterials. Cambridge: Woodhead Publishing, 2015: 81-100.
- [10] Alkhimov A P, Klinkov S V, Kosarev V F, et al. Gas-dynamic spraying study of a plane supersonic two-phase jet[J]. Journal of Applied Mechanics and Technical Physics, 1997, 38(2): 324-330.
- [11] Assadi H, Gärtner F, Stoltenhoff T, et al. Bonding mechanism in cold gas spraying[J]. Acta Materialia, 2003, 51(15): 4379-4394.
- [12] Grujicic M, Zhao C L, DeRosset W S, et al. Adiabatic shear instability based mechanism for particles/substrate bonding in the cold-gas dynamic-spray process[J]. Materials & Design, 2004, 25(8): 681-688.
- [13] Alkhimov A P, Kosarev V F, Papyrin A N. Gas-dynamic spraying. An experimental study of the spraying process[J]. Journal of Applied Mechanics and Technical Physics, 1998, 39(2): 318-323.
- [14] Stoltenhoff T, Kreye H, Richter H J. An analysis of the cold spray process and its coatings[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2002, 11(4): 542-550.
- [15] Papyrin A. Cold spray technology[J]. Advanced Material & Process, 2001, 159(9): 49-51.
- [16] Jenkins R, Aldwell B, Yin S, et al. Solid state additive manufacture of highly-reflective Al coatings using cold spray[J]. Optics & Laser Technology, 2019, 115: 251-256.
- [17] Marrocco T, Hussain T, McCartney D G, et al. Corrosion performance of laser posttreated cold sprayed titanium coatings[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2011, 20(4): 909-917.
- [18] Sova A, Grigoriev S, Okunkova A, et al. Cold spray deposition of 316L stainless steel coatings on aluminium surface with following laser post-treatment[J]. Surface and Coatings Technology, 2013, 235: 283-289.
- [19] Seng D H L, Zhang Z, Zhang Z Q, et al. Influence of spray angle in cold spray deposition of Ti-6Al-4V coatings on Al6061-T6 substrates[J]. Surface and Coatings Technology, 2022, 432: 128068.
- [20] Song X, Ng K L, Chea J M K, et al. Coupled Eulerian-Lagrangian (CEL) simulation of multiple particle impact during metal cold spray process for coating porosity prediction[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 385: 125433.
- [21] Wei Y K, Luo X T, Chu X, et al. Solid-state additive manufacturing high performance aluminum alloy 6061 enabled by an *in situ* micro-forging assisted cold spray[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 776: 139024.
- [22] Moridi A, Hassani-Gangaraj S M, Vezzú S, et al. Fatigue behavior of cold spray coatings: the effect of conventional and severe shot peening as pre-/post-treatment[J]. Surface and Coatings Technology, 2015, 283: 247-254.
- [23] Kang N, Verdy C, Coddet P, et al. Effects of laser remelting process on the microstructure, roughness and microhardness of *in situ* cold sprayed hypoeutectic Al-Si coating[J]. Surface and Coatings Technology, 2017, 318: 355-359.
- [24] 陈正涵, 孙晓峰, 李占明, 等. 激光重熔对冷喷涂镍铝青铜涂层组织性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2017, 38(8): 116-122.
- Chen Z H, Sun X F, Li Z M, et al. Effect of laser remelting on

- microstructure and properties of nickel aluminum bronze coating prepared by cold spraying[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2017, 38(8): 116-122.
- [25] Fairand B P, Clauer A H. Laser generated stress waves: their characteristics and their effects to materials[C]. *AIP Conference Proceedings*, 1979, 50(1): 27-42.
- [26] Peyre P, Fabbro R, Merrien P, et al. Laser shock processing of aluminium alloys. Application to high cycle fatigue behaviour[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1996, 210(1/2): 102-113.
- [27] Montross C S, Florea V, Bolger J A. Laser-induced shock wave generation and shock wave enhancement in basalt[J]. *International Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences*, 1999, 36(6): 849-855.
- [28] Suhonen T, Varis T, Dosta S, et al. Residual stress development in cold sprayed Al, Cu and Ti coatings[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(17): 6329-6337.

Effect of Laser Shock Peening on Surface Morphology of Cold-Sprayed Pure Aluminum Coating

Zhao Kai, Chen Kai, Jiang Gaoqiang, Wang Xingyu, Sun Panjie, Cui Chengyun*

School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, Jiangsu, China

Abstract

Objective Facing the long-term problem of poor corrosion resistance of magnesium alloys, it is considered that preparing coatings on the surface of magnesium alloy substrates is an effective means. Dense coatings can effectively isolate Mg alloys from external corrosive environments. Compared with coating preparation techniques, such as thermal spraying, which requires molten material, cold spraying avoids the melting and recrystallization of materials, high-temperature oxidation, stress cracking, and other problems. However, the surface of the coating generally has high roughness, which has an adverse effect on the anti-corrosion performance. Laser shock peening can effectively improve the surface morphology of the cold-sprayed coating and reduce the roughness of the coating surface. Simultaneously, problems, such as oxidation and material cracking, caused by thermal effect are avoided, maintaining the advantages of cold spraying. In addition, laser shock peening can improve the residual stress state of the coating surface and increase its microhardness.

Methods In this paper, the mechanism of the effect of multiple laser shock peenings (LSPs) on the surface morphology of cold-sprayed pure aluminum coatings is discussed. A pure aluminum coating is prepared on the surface of a magnesium alloy by cold spraying. A nanosecond-laser transmitter is used to shock the surface of the cold-sprayed coating. The laser pulse energy is 4 J, spot diameter is 3 mm, and overlap rate is 50%. The effect of LSPs with different impact numbers on the surface morphology, roughness value, phase, residual stress state, and microhardness of the coatings are studied. The surface morphologies of the coatings before and after laser shock are measured using a confocal laser microscopy. The 3D and 2D profiles are used to describe the change in the coating surface morphology before and after laser shock, and the evolution process and mechanism of the coating surface morphology during laser shock are analyzed. The phase composition of the coating before and after laser shock is detected using an X-ray diffractometer. The effect of laser shock peening on the phase retention ability of a cold-sprayed pure aluminum coating is studied. The states of the residual stress on the coating surface before and after laser shock are measured using an X-ray stress tester. The effect of laser shock on the transformation of residual stress on the surface of the cold-spray coating is investigated. The hardnesses of the coating surface before and after laser shock are measured using a microhardness tester. The effects of different impact numbers on the microhardness of the coating surfaces are compared.

Results and Discussions The original cold-sprayed coating without laser shock has a rough surface morphology. There are obvious “micro-peak” and “micro-valley” morphologies on the surface. After laser shock, the surface maintains good integrity, although the coating is not metallurgically bonded (Fig. 6). The sharply protruding “micro-peak” area on the surface suffers severe plastic deformation and sinks after being crushed by the laser shock wave. The “micro-valley” area is reduced under the plastic deformation and extrusion of the material. The original uneven surface morphology of the coating is flattened owing to the sinking of “micro-peaks” and “micro-valleys”. With an increase in the number of laser shocks, the degree of surface flatness gradually improves (Figs. 7 and 8). The line and surface roughness values of the coating surface continuously decrease (Fig. 9). The X-ray diffraction (XRD) patterns reflect the phases of the coating surface before and after laser shock. The results demonstrate that no high-temperature oxidation occurs on the coating before or after laser shock (Fig. 10). Owing to the high thermal expansion coefficient of pure aluminum, the volume of the particles is easily affected by heat, and there is low residual tensile stress on the surface after spraying. After laser shock, the residual stress on the coating surface gradually transforms from tensile to compressive (Fig. 11). Owing to the severe plastic deformation of the coating surface layer caused by laser shock, a deformed hardened layer forms on the surface layer, the surface microhardness gradually improves, and the ability of the material to resist plastic deformation improves. However, the ability of the subsequent impact to produce plastic deformation of the coating is attenuated; thus, the increase in microhardness gradually decreases with an increase in the number of impacts (Fig. 12).

Conclusions In this study, the effect of laser shock peening on the surface morphology of cold-sprayed pure aluminum coatings is investigated. The specific results are as follows:

1) After laser shock peening, the coating surface maintains good integrity. The originally uneven coating surface is flattened by the rolling deformation of the laser shock wave, and the surface morphology is reshaped. The surface roughness value gradually decreases with an increase in the number of laser shocks. After three impacts, the surface and line roughness values decrease from 31.85 μm and 21.39 μm to 12.88 μm and 8.87 μm , respectively.

2) After laser shock peening, the coating does not exhibit serious oxidation phenomenon, and the material maintains the original powder characteristics. With an increase in the number of impacts, the residual stress on the coating surface transforms from tensile to compressive, the surface microhardness value gradually increases, and the maximum surface microhardness reaches 51.67 HV.

3) With an increase in the number of laser shocks, the surface roughness value decreases, together with the magnitude of each drop; the increase in the microhardness value demonstrates the same trend. The effect of the first laser shock is the most obvious; the effects of subsequent shocks continuously weaken, and the overall effect increases with the increase of the number of shocks.

Key words laser technique; laser shock peening; cold spraying; pure aluminum coating; roughness; plastic deformation