DOI: 10.11883/bzycj-2017-0039 文章编号: 1001-1455(2018)05-1013-10

火炮驻退机节制环耐磨涂层组织及抗冲蚀性能*

崔凯波[1],王向东[2],熊 超[1],蒋有才[1],王乐清[3]
(1.陆军工程大学火炮工程系,河北 石家庄 050003;
2.中国白城兵器试验中心,吉林 白城 137001;
3.95982 部队 85 分队,河南 开封 475000)

摘要: 火炮驻退机的节制环经常由于冲蚀磨损导致失效。为有效减少节制环磨损程度,提高节制环的可靠性,利用材料表面强化技术,通过微弧沉积与激光熔覆 2 种技术工艺,制备了铜基合金和镍基合金耐磨涂层,并测试和分析了不同种类涂层的组织形貌、涂层质量及显微硬度。在制备的 4 种耐磨涂层中,微弧沉积铜基合金涂层和激光熔覆镍基合金涂层的性能较好。为检验合金涂层的实际耐磨性能,在驻退机内安装节制环改进件,在反后坐装置试验台上实施后坐冲击试验。从节制环改进件的磨损形貌和冲蚀磨损量等实验数据得出,激光熔覆镍基合金涂层有较好的耐磨能力,可以作为增强火炮驻退机节制环耐磨能力的有效方法。

关键词: 节制环;冲蚀磨损;合金涂层;微弧沉积;激光熔覆;可靠性
中图分类号: O346 **国标学科代码**: 13015 **文献标志码**: A

火炮驻退机的使用条件苛刻、工况环境恶劣,节制环会受到驻退液内所含金属颗粒的冲蚀磨损作用,以及驻退液内产生或析出气泡的气蚀破坏以及电化学腐蚀作用,各种作用相互影响,最终导致节制环失效。在上述失效机理当中,驻退液内所含金属颗粒的冲蚀磨损对节制环的破坏最大,是导致节制环失效的主要原因[1]。如果采用定期换件维修或将节制环整体材质用高性能耐磨耐蚀合金替代的方法,都将造成极大的浪费。因此,考虑利用表面强化技术探索提高节制环耐磨耐蚀能力的可能性。近些年来,微弧沉积涂层和激光熔覆涂层两种工艺方法,在提高材料表层硬度、改善界面摩擦性能、增强部件耐磨能力方面,得到了广泛应用和证实[2-7]。

本文中,应用微弧沉积涂层和激光熔覆涂层 2 种工艺方法,在铝黄铜节制环内径表面制备耐磨合金涂层,分析不同合金材料和不同工艺制备涂层的组织差异,并对其抗冲蚀性能进行检验,探索既满足驻退机节制环的使用环境和工况条件,又节约金属材料、高效节能的技术途径。

1 耐磨涂层的制备

1.1 涂层制备方法

微弧沉积涂层技术(micro arc deposition coating, MAD Coating)的工作原理如图 1 所示。其工作实质是对通常电弧沉积过程在时间和空间上进行微分化处理[8]。该工艺具有如下优点:可在任何金属基材表面熔渗碳和沉积抗磨耐蚀涂层;可对液压缸活塞、各种转动部件轴颈等工件表面的裂纹、凹坑等进行焊补修复;可增厚恢复尺寸,由此可挽救局域被磨损腐蚀或误加工超差的工件;涂层沉积效率高、金属飞溅少,工件表面无明显温升,涂层厚度可达 0.01~0.5 mm,堆敷层的厚度可达 3 mm。

激光熔覆涂层的工作过程如图 2 所示,激光熔覆涂层工艺具有如下优势:冷却速度高,结构致密,晶粒细小;对熔覆层的稀释率低,涂层材料与基体材料呈现冶金结合特点,不易发生基材变形;激光熔覆热影响区小,熔覆成品率高;能够实现自动化生产,覆层质量稳定;能对难以接近的或局部微小区域熔覆,可在不规则零件上得到均匀的涂层深度[9-10]。本文中,采用 Nd:YAG 激光器,该激光器能够产生

* **收稿日期**: 2017-02-13; **修回日期**: 2017-03-24
基金项目: 清华大学摩擦学国家重点实验室开放基金((SKLTKF13B15)
第一作者: 崔凯波(1985—),男,博士,cuikaibo1985@sina.com。

1 064 nm 的波长，处于红外光频段范围，输出功率大、振荡效率高，由于其技术工艺成熟、工作稳定可靠，所以在激光熔覆领域被广泛应用。

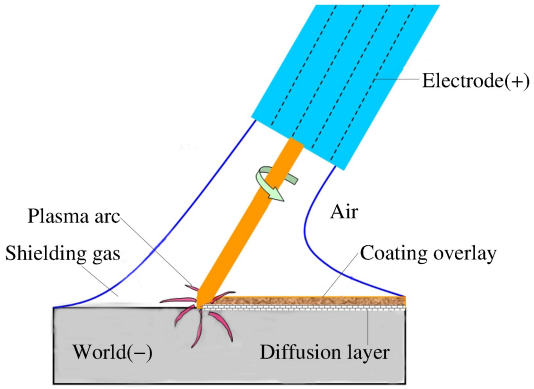


图 1 微弧沉积涂层的工作过程

Fig. 1 Operational principle of MAD coating

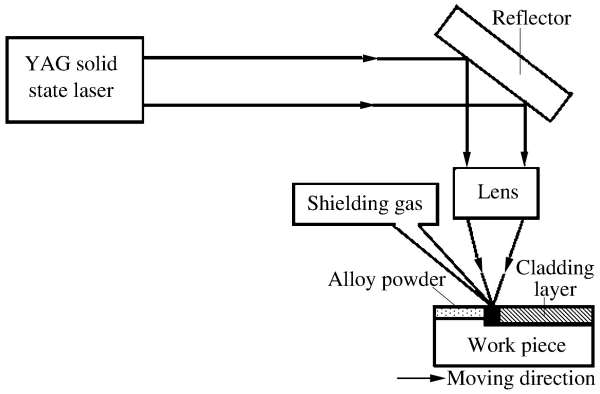


图 2 激光熔覆涂层的工作过程

Fig. 2 Principle of laser cladding coating

1.2 涂层材料选择

激光熔覆涂层材料主要采用合金粉末，目前主要包括自熔性合金粉末和复合粉末两大类。复合粉末种类较多，可选空间大，应用比较成熟[11]。由于节制环基体材料为铝黄铜合金 HAL66-6-3-2，按照金属铜和金属镍可以固液无限互溶的特点，两类金属具有很好的亲和性，金属导热性能和热膨胀系数比较接近，若涂层材料采用铜基或镍基合金粉末，则基材和涂层之间形成的温度梯度较小，就能有效避免产生比较高的残余应力与热应力。基于上述考虑，激光熔覆涂层材料采用铜基合金和镍基合金硬质耐磨复合粉末。根据微弧沉积工作原理，涂层电极材料只需导电即可，为在同样涂层材料条件下比较不同涂层制备工艺的优劣，微弧沉积涂层选用与激光熔覆涂层相同成分的铜基合金焊丝和镍基合金焊丝。选取的铜基合金粉末(焊丝)与镍基合金粉末(焊丝)成分和含量如表 1 所示。

表 1 合金涂层材料成分含量表

Table 1 Element content of alloy coating (%)

铜基合金	Ni	Fe	Al	Cr	Mo	C	Cu
质量分数	17.5	8.6	6.5	6.0	1.5	0.8	余量
镍基合金	Cr	W	Fe	Cu	Si	C	Ni
质量分数	12.0	8.5	6.0	4.2	1.6	1.0	余量

1.3 涂层制备工艺参数

涂层制备工艺参数会对涂层质量产生很大影响，如微弧沉积加工过程中电极与工件之间的夹角、输出电压及输出功率、保护气体的流速等[12-13]。激光熔覆的工艺参数也会直接影响涂层质量和涂层效率，影响较大的工艺参数主要包括：基体材料、激光系统、熔覆材料和处理条件等[14-15]。根据相近电极材料和相同基材微弧沉积时的工艺参数，合理确定对驻退机铝黄铜节制环进行微弧沉积涂层的工艺参数，如表 2 所示。考虑节制环的使用工况要求，参照相近合金材料的熔覆涂层工艺参数，科学选取驻退机铝黄铜节制环激光熔覆涂层的加工条件和工艺参数：选取粒度不大于 300 目的合金粉末，通过黏结法预先处理，然后用烘箱在 200 ℃条件下进行烘干，采用 Nd:YAG 固体激光器，光束扫描方式为圆形光斑单道单层扫描，在制备过程中同时输送氩气进行保护，详细工艺参数见表 3。

在节制环内径表面，通过采用微弧沉积工艺和激光熔覆工艺制备了 4 种合金涂层，如图 3 所示。其中，微弧沉积工艺制备的铜基(W1)和镍基(W2)合金涂层，如图 3(a)和图 3(b)所示；激光熔覆工艺制备的铜基(R1)和镍基(R2)合金涂层，如图 3(c)和图 3(d)所示。

表 2 微弧沉积涂层工艺参数

Table 2 Process parameters of MAD coating

输出电压/V	放电频率/Hz	电极尺寸/(mm×mm)	输出功率/kW	电极角度/(°)	扫描速度/(mm·s^{-1})	气体流速/(L·min^{-1})
80	140	3.2×80	2.0	35	2.6	12

表 3 激光熔覆涂层工艺参数

Table 3 Process parameters of laser cladding coating

粉末厚度/mm	粉末宽度/mm	透镜焦距/mm	激光功率/kW	光斑直径/mm	扫描速度/(mm·s^{-1})	脉宽/ms
0.4	15	165	2.5	1.75	12	10

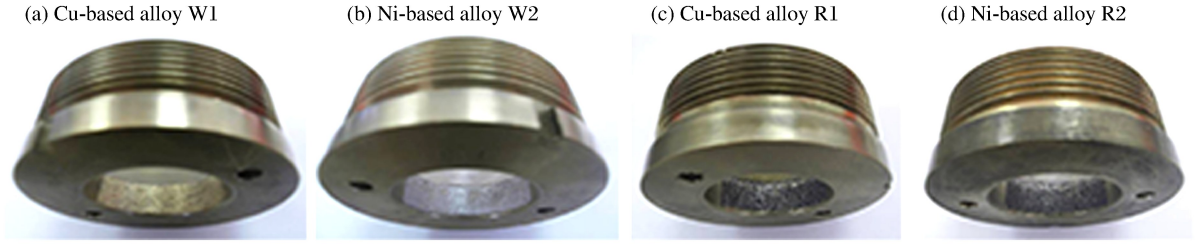


图 3 制备的合金涂层节制环试样

Fig. 3 Alloy coating prepared on the inner surface of throttling ring

2 耐磨涂层的表征

为了分析对比不同合金种类、不同制备工艺下的耐磨涂层性能，通过光学金相显微镜、扫描电子显微镜、能谱仪及数字显微硬度计等设备仪器，对用 2 种工艺制备的 4 种耐磨涂层的组织形貌、表面特征、硬度规律等进行观察分析，为制备驻退机节制环耐磨涂层合理选取涂层材料和工艺方案。

2.1 耐磨涂层的组织形貌

图 4 是通过光学金相显微镜获取的合金涂层的微观组织，图 4(a)和图 4(b)分别是微弧沉积工艺制备的铜基和镍基合金涂层，平均厚度大约 80 μm，因为是人工手持操作，涂层薄厚不均。图 4(c)和图 4(d)分别是激光熔覆方法制备的铜基和镍基合金涂层，涂层平均厚度 140 μm 左右，涂层组织均匀致密，通过观察组织形貌可知，激光熔覆涂层明显存在熔覆区、热影响区和基体区这 3 个区域。熔覆区在高能激光的瞬间加热与冷却作用下，产生快速凝固组织；热影响区介于基体区和熔覆区之间，此区域在制备过程中受到激光热能影响，原子间再结晶生成新的晶粒，具有冶金结合的特点；基体区由于受激光热影响较小，仍然保持原有的组织特征。

由于基体材料与涂层材料的热物理参数，如膨胀系数、热导率等存在差别，在电极或者激光作用下，基材与涂层之间存在一定的温度梯度，在制备过程中涂层内可能产生热应力，并且在气孔、夹杂等处容易导致应力集中，进而产生裂纹甚至开裂，如图 4(b)和 4(c)所示，涂层 W2(镍基合金)与涂层 R1(铜基合金)都产生了少量的裂纹。裂纹的产生将会严重影响合金涂层的质量，降低基体和涂层之间的结合强度，容易导致涂层从基体上剥落，起不到提高硬度和表面强度的效果。另外，当制备合金涂层时，伴随着温度下降，合金粉末或焊丝由液态转换为固态，由于气体溶解度随着温度的降低减小，没有从合金材料中逸散的气体将在涂层内形成气孔或者孔隙，如图 4(c)所示，涂层 R1(铜基合金)出现了少量孔隙。涂层中存在的气孔或孔隙，将会影响涂层的强度、隔热性能，当涂层应用于腐蚀环境时，气孔和孔隙还会使腐蚀介质浸入基材表面，加速基材发生腐蚀导致失效。

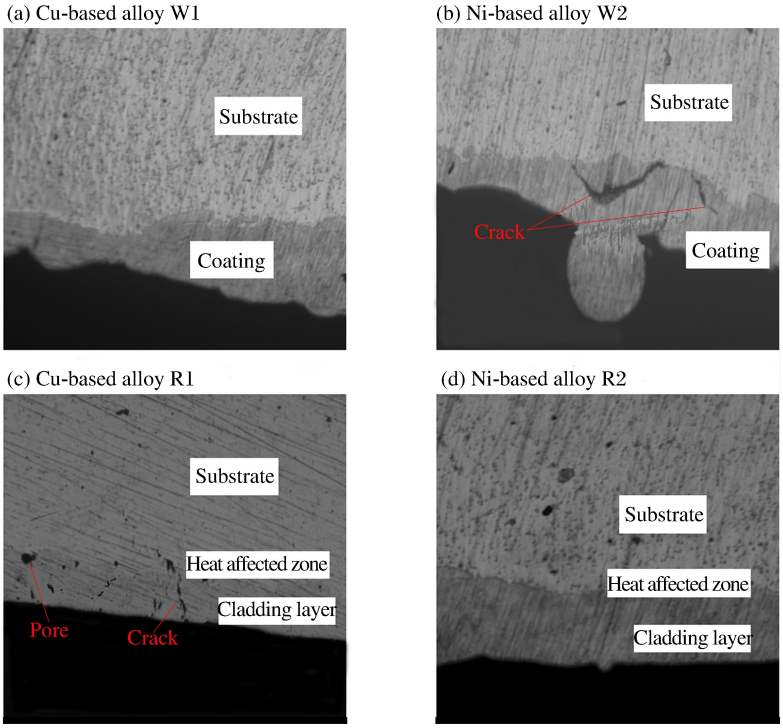


图 4 耐磨涂层的显微组织形貌

Fig. 4 Microstruture morphology of wear resistant coatings

2.2 耐磨涂层的显微硬度

合金涂层剖面的显微维氏硬度测试方案如下：采用 DHV-1000Z 型数字显微硬度仪，由于微弧沉积涂层和激光熔覆涂层的厚度不同，微弧沉积涂层厚度平均 80 μm，沿表层垂直向下测量 10 个点获取硬度值，激光熔覆涂层厚度平均 140 μm，同样沿表层垂直向下测量 15 个点获取硬度值，测量距离为从表层到 220 μm 处。不同合金涂层的各个区域和位置的显微硬度变化曲线如图 5 所示，可以看出：采用微弧沉积工艺制备的涂层 W1（铜基合金）和涂层 W2 的显微维氏硬度分别是 560 和 630。采用激光熔覆方法制备的涂层 R1（铜基合金）和涂层 R2（镍基合金）的显微维氏硬度分别是 440 和 480。为便于分析硬度分布规律，在图中标注了 3 个分界面，其中 Interface I 距离表层 80 μm，是合金涂层 W1 和 W2 与铝黄铜基体的分界面，Interface II 距离表层约 100 μm，是合金涂层 R1 和 R2 的热影响区和熔覆区的分界面，Interface III 距离表层大致 140 μm，是合金涂层 R1 和 R2 的基体与热影响区的分界面。

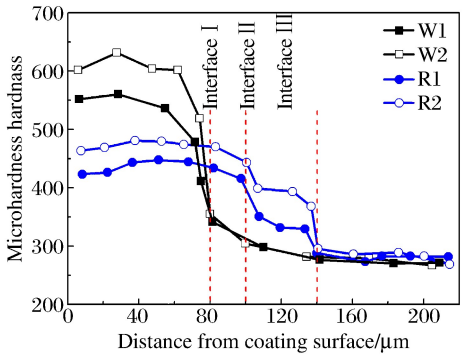


图 5 合金涂层不同位置的显微硬度

Fig. 5 Microhardness of coating in different regions

根据图 5 所示的显微硬度分布曲线总结得到：(1)无论采用微弧沉积工艺还是激光熔覆工艺，与基体相比，四种合金涂层的显微维氏硬度均大幅度提高，在涂层与基体的分界面以下区域，所测硬度值接近基体显微硬度值；(2)涂层显微硬度与合金材料种类密切相关，无论材料形式（合金焊丝或合金粉末）还是制备方式（微弧沉积或激光熔覆）发生变化，铜基合金涂层的显微维氏硬度值均要低于镍基合金涂层的显微硬度值；(3)涂层显微维氏硬度大小与涂层制备方式有关，不同工艺条件制备涂层的显微维氏硬度有明显差异，无论是镍基合金还是铜基合金材料，激光熔覆涂层的显微维氏硬度比微弧沉积涂层低；(4)微弧沉积涂层显微维氏硬度的提高，归因于涂层制备时的非平衡冶金过程促使组织晶粒充分细

化，显著加大了合金材料中硬质的固溶度，起到了增强涂层硬度的作用，微弧沉积涂层的硬度是基体材料硬度的 2.2 倍左右；(5)激光熔覆涂层具有三阶梯式的显微维氏硬度分布规律，基体硬度值低于热影响区硬度值，热影响区硬度值低于表层熔覆区的硬度值，涂层的表层熔覆区的显微硬度最高。

所以，根据合金涂层的微观组织特征、涂层涂覆厚度、涂层显微硬度规律等分析结果，如表 4 所示，在上述不同工艺条件和不同合金材料制备的耐磨涂层中，微弧沉积涂层 W1(铜基合金)和激光熔覆涂层 R2(镍基合金)的涂层质量相对较好，可以深入开展对比和研究。

表 4 不同合金涂层分析结果对比

Table 4 Quality comparison of four kinds of alloy coatings

样品	涂层显微组织形貌	涂层平均厚度/μm	涂层厚度均匀性	涂层显微硬度
涂层 W1(铜基)	无裂纹	80	厚薄不均	560
涂层 W2(镍基)	有裂纹	80	厚薄不均	630
涂层 R1(铜基)	有裂纹和孔隙	140	均匀致密	440
涂层 R2(镍基)	无裂纹	140	均匀致密	460

2.3　耐磨涂层的能谱分析

图 6(a)为在表 2 所示的工艺参数条件下，电极单点沉积(放电一次)时，在基体表面形成的沉积斑的形貌图，沉积斑是合金材料瞬间熔融而又快速冷凝形成的不规则凹凸斑点。其形成过程类似液滴喷溅后形成的“喷涌”。在不同的工艺条件下，单点沉积斑的形貌特征基本接近，只是在沉积斑的厚度或直径等方面存在差别。多次重复放电后，沉积点互相重叠并层层叠加，最终形成微弧沉积涂层。

图 6(b)为激光熔覆涂层截面的扫描电镜图像，可以看出，涂层组织致密、厚度较为均匀，熔覆涂层与基体间的结合界面分明，熔合很好，属于冶金结合。尤为重要的是，涂层和基材结合面处无熔渣、孔隙及裂纹等缺陷，涂层质量较高。激光熔覆的热影响区宽度一般为 8～15 μm，但图 6(b)中的热影响区不容易区分辨识。另外，激光熔覆涂层的表面粗糙度得到了较大改善，减少了二次磨削工作量，表面较为平整光滑。

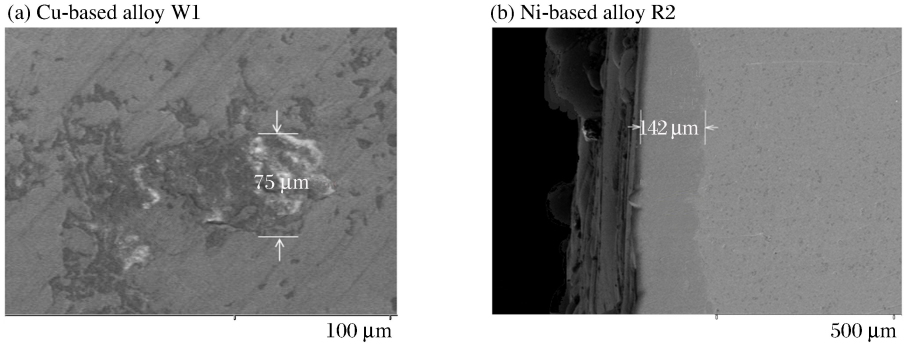


图 6 耐磨涂层的 SEM 图像

Fig. 6 SEM image of wear resistant coatings

运用 INCA350 型能谱仪测定合金涂层的元素成分，元素能谱如图 7 所示。图 7(a)显示，微弧沉积铜基涂层中含有 Cu、Ni、Fe、Al、Cr、Mo 和 C 等元素。图 7(b)显示，激光熔覆镍基涂层中含有 Ni、Cr、W、Fe、Cu、Si 和 C 等元素。能谱测得的元素成分与表 1 所示合金涂层的元素成分吻合。

对于微弧沉积涂层，加入 Cr、Mo、Al 和 C 等元素后，会起到固溶强化和细化组织的作用，在高温熔融和快速冷却过程中，不断形成许多亚稳相和强化相，达到提高组织硬度、增强材料耐磨性能的效果。对于激光熔覆涂层，加入 Cr、W、Si 和 C 等元素后，由于激光熔覆的功率密度高达 10^3～10^8 W/cm^2，可在 0.1～1 s 的短时间内完成熔覆过程，具有瞬间急剧升温和快速冷却凝固的特点，在熔覆冷却过程中，

涂层中的合金元素 Si 和 Cr 等会溶于 r-Ni 枝晶，起到固溶强化的效果。加入 W 元素后，W 元素能够溶入固溶体造成固溶强化，未熔的 W 颗粒会造成弥散强化，使得枝晶细小后产生细晶强化作用，这些都有利于涂层显微硬度的提高[16-17]。

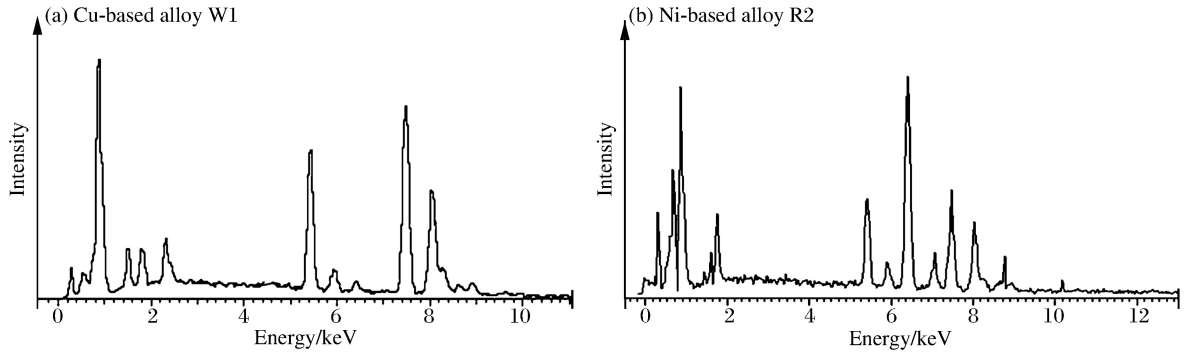


图 7 耐磨涂层的 EDS 分析

Fig. 7 EDS analysis of wear resistant coatings

3 后坐冲击试验验证

反后坐装置试验台能够实现火炮反后坐装置的强冲击模拟试验。利用反后坐装置试验台，对驻退机开展动力后坐冲击试验，检测驻退机节制环标准件和改进件的冲蚀磨损性能，进而验证耐磨涂层的优劣。

3.1 冲击试验过程

反后坐装置试验台的冲击块质量为 3 000 kg，最大冲击能量为 600 kJ，最大推力约为 8×10^6 N，每 2 min 冲击一次，冲击块最大速度为 20 m/s。由于该型火炮在 0 号装药、15°射角和标准温度条件下的后坐位移为 897 mm，后坐速度为 11.2 m/s，且炮身（含身管、驻退机和复进机）质量为 2 500 kg。按照图 8 所示的工作原理，如果忽略碰撞过程中的能量损耗，根据动量守恒和能量守恒定律可得，被撞击后炮身的最大后坐速度会大于冲击块的最大速度。为了安全起见，调节气动冲击系统参数，设置冲击块最大速度为 10 m/s，将节制环标准件、改进件 W1 和改进件 R2 分别进行编组，每组冲击次数为 30 次，每组冲击结束后，更换节制环，并灌注四号驻退液新品。冲击过程中，利用试验台配置的传感器测试每次冲击时的后坐位移和后坐速度（最大值）。以第 2 组试验（改进件 R2）的第 15 次后坐冲击试验为例，冲击块撞击时的部分后坐动态特性曲线如图 9 所示。

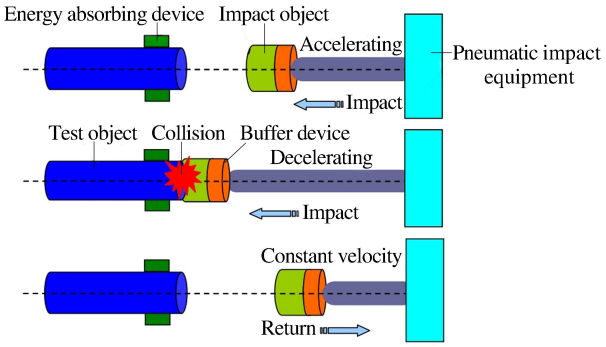


图 8 反后坐装置冲击试验工作原理

Fig. 8 Impact test principle of recoil mechanism

3.2 试验结果分析

为了便于观察分析，将炮身后坐运动数据绘制成曲线，如图 10 所示。由节制环磨损引起的后坐运动参数的变化规律总结如下：(1)随着冲击试验次数的增加，无论哪一组试验数据，后坐位移和后坐速度曲线均呈上升趋势，数值都有所增大，说明三组节制环均出现了磨损；(2)两组改进件试验曲线的斜率明显低于标准件曲线的斜率，表明节制环改进件的磨损量增长缓慢，由此导致后坐运动参数曲线的增长幅度较小，这也反映了节制环改进件的耐磨能力都有一定增强；(3)对于两组改进件的试验曲线，虽然各自初始值不同，但是改进件 R2 的后坐位移和后坐速度曲线增长幅度最慢，也从侧面说明改进件 R2 的磨

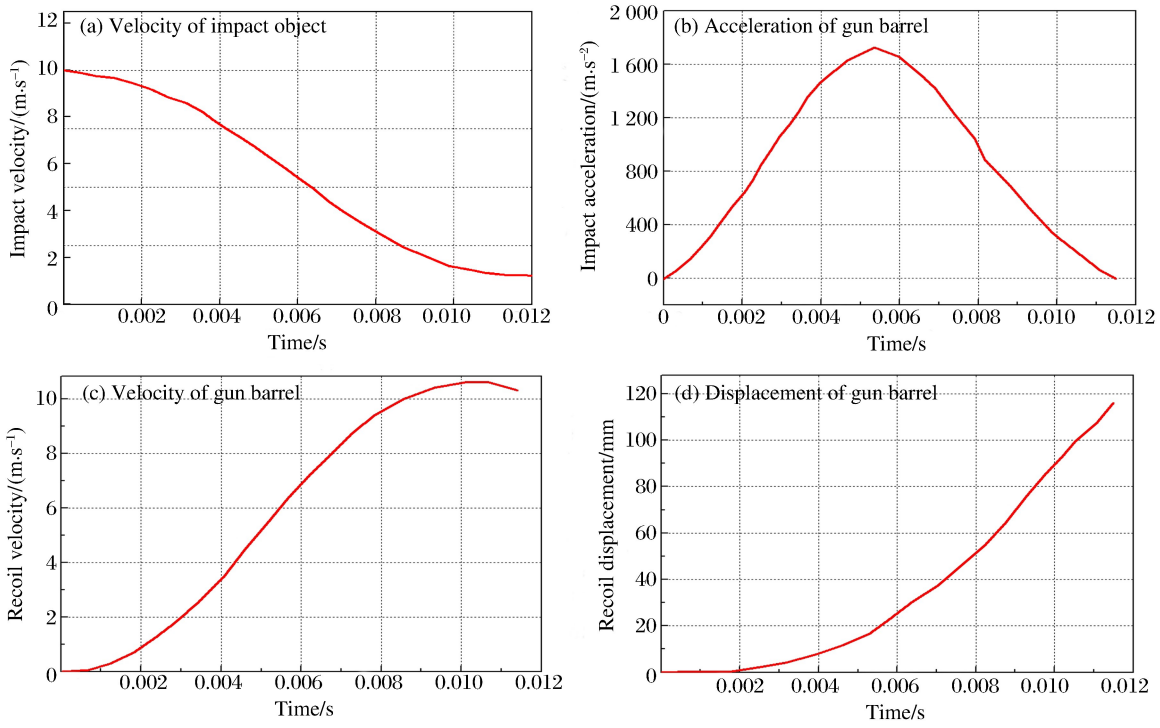


图 9　冲击块撞击时的后坐动态特性曲线

Fig. 9　Dynamic characteristic curves of recoil collision with impact object

损量最小，由磨损量所引起后坐运动参数曲线的变化幅度最小。

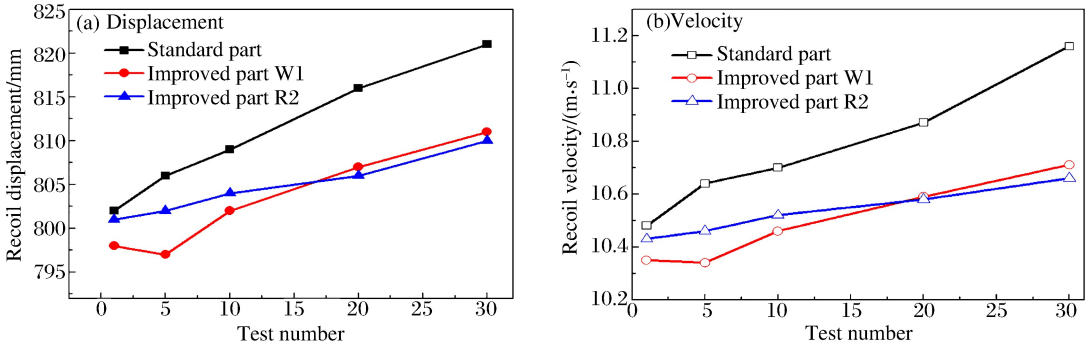


图 10　后坐运动参数随试验次数变化曲线

Fig. 10　Variation curves of recoil motion parameters

通过光学金相显微镜观察，得到三组节制环内径表面的磨损形貌，如图 11 所示。由于每组试验开始时均要灌注四号驻退液新品，且每组试验次数仅 30 次，总体来说，节制环内径表面的磨损程度不算剧烈，但是三组节制环都出现了不同程度的冲蚀磨损现象。其中，节制环标准件的磨损最为严重，在驻退液夹杂着金属颗粒对节制环进行冲蚀磨损作用下，内径表面出现了许多沿液流运动方向的浅长犁沟和线状条纹，并且存在少量麻点状气蚀坑(图 11(a))。

相比较而言，改进件 W1 的磨损比较轻微，经冲蚀形成的犁沟较浅，几乎没有麻点和气蚀凹坑(图 11(b))。在 3 组节制环中，改进件 R2 的磨损最轻，从图 11(c)看出，其表面只有少数由冲蚀磨损导致的划痕和非常浅的犁沟，没有出现麻点和气蚀凹坑。从 3 组节制环的磨损失重量来看(图 11(d))，标准件的磨损量为 0.73 g，在 3 组节制环中最多，其次是改进件 W1，磨损量为 0.47 g，磨损量最少的为改进件 R2，磨损量仅为 0.26 g。从上述分析可知，3 组节制环的磨损失重量与各自的表面磨损形貌互相对应。

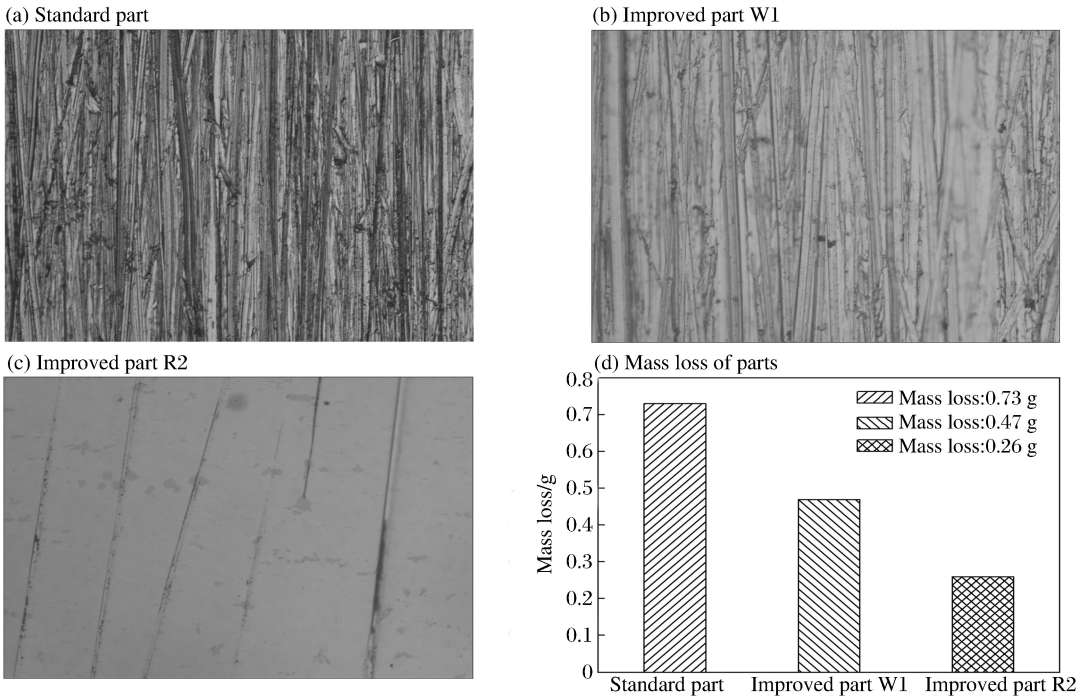


图 11 三组节制环的磨损形貌及冲蚀磨损量

Fig. 11 Wear morphologies and erosion amount of three throttling rings

将两组节制环改进件的性能参数总结归纳于表 5 中。从表 5 中可以看到,3 组改进件在显微组织形貌上都无裂纹、孔隙等缺陷,涂层的涂覆质量都很高。在涂层厚度和显微硬度上,2 组改进件有所差异。改进件 W1 的硬度值要高于改进件 R2,但改进件 R2 的涂层较厚,组织致密均匀,这要优于改进件 W1。试验结果说明,合金涂层的耐磨性能不是由单一影响因素决定的,而是在涂层组织、显微硬度、金属电化学特性和表面加工状态等多种因素综合影响下的结果。因此,在本文所选取的 2 种涂层工艺和两种合金材料、共 4 组节制环表面强化方案中,本着提高驻退机节制环的耐磨能力和可靠性的目的,在节制环内径表面激光熔覆镍基耐磨复合合金粉末是最佳选择。

表 5 节制环改进件的性能参数

Table 5 Performance parameters of improved throttling ring

节制环改进件	涂层显微组织形貌	涂层厚度/μm	图层厚度均匀性	显微硬度	冲蚀磨损量/g
改进件 W1(铜基合金)	无裂纹、无孔隙	80	厚薄不均	560	0.47
改进件 R2(镍基合金)	无裂纹、无孔隙	140	均匀致密	460	0.26

4 结 论

为提高火炮驻退机节制环的耐磨能力和可靠性,分析了微弧沉积和激光熔覆两种涂层技术的工艺原理和优势特点,在驻退机节制环内径表面制备耐磨合金涂层,并进行了表征研究、试验对比和验证分析,最终根据耐磨合金涂层的组织形貌、显微硬度、涂层厚度、能谱分析和冲蚀磨损试验结果,研究得出,在本文提出的 4 种耐磨涂层制备方案当中,在驻退机节制环内径表面激光熔覆镍基耐磨复合合金粉末是最佳方案。

参考文献：

[1] 崔凯波，秦俊奇，狄长春，等. 火炮制退机节制环失效微观机理的实验研究[J]. 爆炸与冲击，2014，34(6)：736-741.
CUI Kaibo，QIN Junqi，DI Changchun，et al. Experimental research on microscopic failure mechanism of the throttling ring in a gun recoil brake[J]. Explosion and Shock Waves，2014，34(6)：736-741.

[2] 王斐，陈永才，狄长春，等. PCrNi3MoVA 钢表面微弧沉积 Stellite6 合金涂层研究[J]. 热加工工艺，2015，44(20)：142-145.
WANG Fei，CHEN Yongcai，DI Changchun，et al. Study on micro arc deposit sellite6 alloy coating on PCrNi3MoVA steel surface[J]. Hot Working Technology，2015，44(20)：142-145.

[3] 任延杰，陈荐，何建军. 汽轮机叶片钢表面高能微弧沉积 316L 不锈钢涂层优化工艺[J]. 长沙理工大学学报(自然科学版)，2009，6(1)：55-58.
REN Yanjie，CHEN Jian，HE Jianjun. Optimization of preparation parameters for 316L stainless steel deposition on steam turbine blades by high-energy micro-arc process[J]. Journal of Changsha University of Science & Technology (Natural Science)，2009，6(1)：55-58.

[4] HAN B，ZHANG M K，QI C H，et al. Characterization and friction-reduction performances of composite coating produced by laser cladding and ion sulfurizing[J]. Materials Letters，2015，150：35-38.

[5] SAQIB S，URBANIC R J，AGGARWAL K. Analysis of laser cladding bead morphology for developing additive manufacturing travel paths[J]. Procedia Cirp，2014，17：824-829.

[6] SUN R L，LEI Y W，NIU W. Laser clad TiC reinforced NiCrBSi composite coatings on Ti-6Al-4V alloy using a CW CO_2 laser[J]. Surface & Coatings Technology，2009，203：1395-1399.

[7] HE X M，LIU X B，WANG M D，et al. Elevated temperature dry sliding wear behavior of nickel-based composite coating on austenitic stainless steel deposited by a novel central hollow laser cladding[J]. Applied Surface Science，2011，258(1)：535-541.

[8] 王少青. 阴极微弧沉积制备铝合金热障涂层及数值模拟[D]. 西安：西安工业大学，2013.

[9] 杨艳峰，郑坚，狄长春，等. 火炮用 PCrMo 钢激光熔覆 MoS_2 润滑涂层摩擦学性能研究[J]. 摩擦学学报，2016，36(2)：240-246.
YANG Yanfeng，ZHENG Jian，DI Changchun，et al. Tribological properties of MoS_2 lubricating coating on gun used PCrMo steel by laser cladding[J]. Tribology，2016，36(2)：240-246.

[10] 朱红梅，龚文娟，易志威，等. AZ91 镁合金表面激光熔覆 Al-Cu 合金涂层的组织与性能[J]. 中国有色金属学报，2016，26(7)：1498-1504.
ZHU Hongmei，GONG Wenjuan，YI Zhiwei，et al. Microstructure and property of laser cladding Al-Cu alloy coating on surface of AZ91 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals，2016，26(7)：1498-1504.

[11] 宣天鹏. 材料表面功能镀覆层及其应用[M]. 北京：机械工业出版社，2008.

[12] 陈长军，王茂才，王东生，等. 高能微弧火花作用下 Al-Nd 合金在 AZ31 镁合金表面沉积行为[J]. 金属热处理，2009，34(5)：41-45.
CHEN Changjun，WANG Maocai，WANG Dongsheng，et al. Deposition of Al-Nd alloy on surface of AZ31 magnesium alloy by high-energy micro-arc alloying[J]. Heat Treatment of Metals，2009，34(5)：41-45.

[13] 陈长军，王茂才，刘一鸣，等. AZ31 上高能微弧火花合金化 ZM5 的研究[J]. 有色金属，2008，60(2)：9-13.
CHEN Changjun，WANG Maocai，LIU Yiming，et al. Study of high-energy micro-arc alloying ZM5 Mg alloy on AZ31 Mg alloy[J]. Nonferrous Metals，2008，60(2)：9-13.

[14] 刘延辉. Ti6A14V 钛合金表面激光熔覆镍基复合涂层及增强机理研究[D]. 上海：华东理工大学，2015.

[15] 藏辰峰. 辊道辊用 20 钢表面激光熔覆耐磨损涂层研究[D]. 沈阳：东北大学，2012.

[16] GUO C，CHEN J M，ZHOU J S. Effects of WC-Ni content on microstructure and wear resistance of laser cladding Ni-based alloys coating[J]. Surface & Coatings Technology，2012，206：2064-2071.

[17] FERNÁNDEZ M R，GARCÍA A，CUETOS J A. Effect of actual WC content on the reciprocating wear of a laser cladding NiCrBSi alloy reinforced with WC[J]. Wear，2015，324-325：80-89.

Microstructure and erosive resistance of wear-resistant coating on the throttling ring of gun recoil brake

CUI Kaibo[1], WANG Xiangdong[2], XIONG Chao[1], JIANG Youcai[1], WANG Leqing[3]

(1. *Department of Artillery Engineering, Shijiazhuang Campus of the Army Engineering University, Shijiazhuang* 050003, *Hebei, China*;
2. *Baicheng Ordnance Test Center of China, Baicheng* 137001, *Jilin, China*;
3. *Unit* 85, *Army* 95982 *of PLA, Kaifeng* 475000, *Henan, China*)

Abstract: The throttling ring is the key component of a gun recoil brake, erosion wear is the main reason for the failure of the throttling ring. In order to improve the erosive resistance ability and the inherent reliability of throttling ring, with the help of material surface strengthening technology, the wear-resistant alloy coatings on the inner diameter surface of throttling ring were prepared by micro arc deposition and laser cladding coating technology, Cu-based alloy and Ni-based alloy were selected to prepare wear-resistant coatings. Through the microstructure observation, micro hardness test and coating quality comparison of four kinds of wear-resistant coatings, two kinds of coatings were eliminated. In order to test the erosive resistance, the improvd throttling rings were installed on the recoil brake. Erosion wear tests were carried out by recoil mechanism test bench. Wear morphology and wear weight loss of improvement parts are compared under the same conditions. Finally, according to the comprehensive analysis of microstructure, microhardness, energy spectrum and erosion wear test results of wear resistant coatings, it is concluded that the Ni-based alloy coating by laser cladding technology shows the best performance in the above four types of coatings, indicating it is an effective means to improve erosive resistance of the throttling ring.

Keywords: throttling ring; erosion wear; alloy coating; micro arc deposition; laser cladding; reliability

(责任编辑 王小飞)