

脉冲电流辅助超声滚压技术对激光熔覆高熵合金涂层动态压缩性能的影响

李大利¹, 王宏都², 刘昊^{1*}, 梁辉跃¹, 朱海涛¹, 郝敬宾¹, 赵啦啦¹

(1.中国矿业大学机电工程学院,江苏徐州 221116; 2.玉溪大红山矿业有限公司,云南玉溪 653405)

摘要:针对深部长壁采煤刮板输送机中部槽在高应变率循环冲击-磨粒磨损耦合作用下易发生表界面失效的问题,以激光熔覆 $Al_{1.5}Co_{0.5}CrFeNi_2(TiB)_x$ ($x=0, 0.25$) 高熵合金涂层为研究对象,采用脉冲电流辅助超声滚压(electropulsing-assisted ultrasonic surface rolling process, EP-USRP)技术,构建晶粒尺寸、位错密度与残余应力呈梯度分布的表层强化结构涂层。通过显微硬度测试、纳米压痕实验、电子背散射衍射技术及分离式霍普金森压杆动态压缩实验,分析不同组织形态涂层的组织-性能关系及其失效机制。结果表明: M_2B (M 代表金属元素)增强相,显著提升了涂层的硬度及其 H_v/E 、 H_v^3/E^2 等指标,进而提高其变形恢复能力;EP-USRP技术未改变涂层的物相组成,但在涂层表层形成了梯度加工硬化层与压缩残余应力区,这在动态压缩过程中可抑制裂纹贯穿扩展与涂层剥落,进而提升了涂层-基体界面的协同变形能力。涂层动态失效主要源于基体与涂层在压缩变形量上的不匹配,涂层的刚性对涂层-基体界面施加反向拉应力,诱发裂纹与撕裂孔并使其向涂层扩展,而表层梯度强化层有效抑制了裂纹向涂层扩展。研究结果可为合金涂层的设计与工程应用提供参考。

关键词:高熵合金;激光熔覆;超声滚压;脉冲电流;动态压缩

分类号:(中图)TD421;TG174

文献标志码:A

在长壁式采煤系统核心运输单元中,中部槽作为刮板输送机的结构主体,占整机质量的80%以上,其运行可靠性直接制约综采作业的连续性。据统计数据,中部槽失效引发的突发性停机,占综采工作中设备故障总量的75%以上。中部槽的服役寿命,直接决定了整套输送系统的运行周期与经济性能指标^[1]。值得注意的是,在深部(千米级)煤层开采工况下,中部槽长期承受多维度复合载荷:一方面,需应对煤矸石混合料每秒3~5次的循环、高应变率冲击;另一方面,采煤机行走机构的接触应力高达180~220 MPa,且在较大载荷下,会加速中部槽表面磨损和塑性变形。更严峻的是,矿井水环境中 Cl^- 、 SO_4^{2-} 等离子与 H_2S 气体形成的电化学腐蚀体系,可协同磨粒磨损作用,导致中部槽板的月均磨损量为2~3 mm^[2]。近年来,随着复杂工况对材

料表面防护需求不断提升,新型防护涂层体系呈现多元化发展趋势,其中,复合涂层及梯度多层涂层备受瞩目^[3-4]。多组元混合引发的高熵效应稳定了固溶体结构,晶格畸变效应增大了位错阻力,扩散迟滞效应保障了合金的高温性能,因此多组元协同优化功能使高熵合金具备优异的性能^[5-6]。激光熔覆技术是一种有效且可靠的涂层制备方法,即通过激光熔化粉末并将其沉积在工件表面,具有热影响区小和精度高等优点^[7-8],被广泛用于表面改性、零件修复和再制造领域。该技术不仅能延长零件的使用寿命,还能降低维护成本、大幅度减少资源浪费,具有显著的经济效益。在实际工程中,为使通过激光熔覆技术制备的涂层具有较好的光整强化效果,进而提升其使用寿命,通常需要对其进行表面强化处理。表面形变强化,利用机械能使工件表

收稿日期:2025-12-16

基金项目:国家自然科学基金资助项目(52375223);江苏省基础研究计划项目(BK20252088);江苏省高校“青蓝工程”优秀青年骨干教师培养项目;浙江省重大科技计划项目(2026LDC01038(HY))

作者简介:李大利(2001—),男,博士研究生,主要从事表面改性与摩擦学研究,(电子信箱)lidalidali@cumt.edu.cn。

*通信联系人:刘昊(1985—),男,副教授,博士研究生导师,主要从事表面工程、摩擦学和激光增材制造与再制造技术研究,(电子信箱)liuhao56@cumt.edu.cn。

引用格式:李大利,王宏都,刘昊,等.脉冲电流辅助超声滚压技术对激光熔覆高熵合金涂层动态压缩性能的影响[J].宁夏大学学报(自然科学版中英文),XXXX,XX(X):1-10.

面发生塑性变形,形成应变细晶层,从而提高表面的硬度和强度。超声滚压技术,是一种结合低塑性抛光、表面机械磨削(摩擦处理)和超声波冲击处理技术优点的创新表面强化技术^[9-10],不仅能细化晶粒、降低表面粗糙度及提高表面硬度,还能将残余拉应力转化为残余压应力,进而形成更深层次的纳米梯度硬化层和残余压应力区域,因此在提升金属材料的耐磨性、耐腐蚀性和抗疲劳性能等方面具有广阔的应用前景。该技术通过迫使材料发生塑性变形,进而形成梯度结构,但在加工硬度较高的材料时,易导致强化深度不足、因过大静压力引发材料表面破坏和产生裂纹等问题^[11-12]。

文中针对深部煤炭开采工程中刮板输送机中部槽,在循环冲击-磨粒磨损耦合作用下出现的表面失效问题,以高熵合金为基体,通过原位自生反应生成增强相,形成复合涂层。涂层采用激光熔覆技术制备,并利用脉冲电流辅助超声滚压(electropulsing-assisted ultrasonic surface rolling process, EP-USRP)技术强化涂层性能。然后,研究涂层的动态压缩性能,探讨新型合金的微观组织与宏观性能之间的关系,以及EP-USRP技术对涂层表面性能的影响,研究结果可为合金涂层在工业中的实际应用提供一定的参考。

1 实验部分

1.1 样品的制备

文中搭建的集成式超声滚压实验平台(图1),由

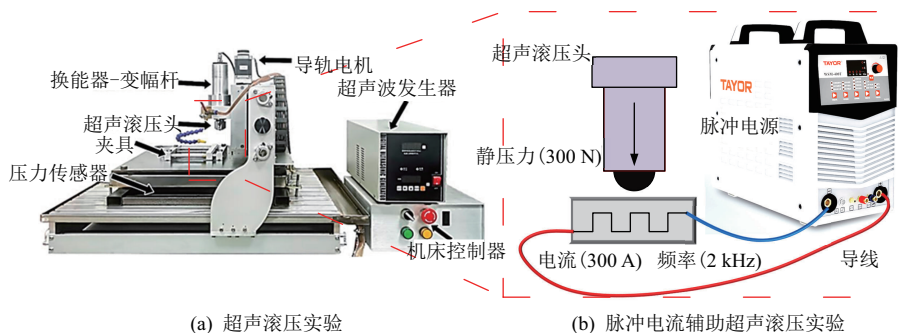


图1 整体实验设备示意图

Fig. 1 Schematic diagram of the overall experimental equipment

1.2 涂层的性能测试

为系统表征涂层截面沿深度方向的显微硬度,采用维氏硬度计进行测量,实验中载荷为0.3 kg,测试时间为15 s。同时,使用纳米压痕仪进行纳米压痕测试,采用三棱锥压头在恒力模式下测量。为了准确获取涂层各相的力学性能,实验中载荷为0.4 mN,选择265(16×16)个测试点。将要进行霍

高频超声发生器、换能器、合金变幅杆、陶瓷滚压头(Si_3N_4 材质,直径为10 mm)及压电式力传感器组成。

样品预处理:通过电火花线将样品切割成15 mm×15 mm×5 mm的长方体;为使涂层表面受到的滚压力均匀,使用砂纸(60目)将涂层表面研磨平整。

EP-USRP实验:将研磨后的样品固定于特定夹具中,并在样品表面涂抹高温润滑脂。控制机床对零件施加静压力,直到压力传感器显示达到了实验所需的目标静压力。确保电极正负极接入特制夹具后,接通电源。保持通电15 min,确保样品温度稳定。然后,启动超声发生器,执行预设程序,按照设定路径进行滚压加工,强化区域大小为12 mm×12 mm。在EP-USRP过程中,样品一直处于通电状态。实验中滚压次数为两次,且第二次滚压的路径与第一次垂直。具体参数:振动频率为40 kHz,静压力为300 N,滚压速度为3 mm/s,振幅为6 μm ,搭接距离为0.05 mm,电流为300 A,频率为2 kHz,占空比为50%,脉冲波形为方波。

文中将在45钢基体上通过激光熔覆技术制备的 $\text{Al}_{1.5}\text{Co}_{0.5}\text{CrFeNi}_2$ 、 $\text{Al}_{1.5}\text{Co}_{0.5}\text{CrFeNi}_2(\text{TiB})_{0-0.25}$ 涂层样品分别命名为L1(无 TiB_2 涂层)、L2(含 TiB_2 涂层);将经300 A下EP-USRP技术处理的L1、L2样品分别命名为E1、E2。激光熔覆技术参数:激光功率为1 500 W,激光扫描速度为3 mm/s,气体的体积流量为5 L/min,送粉率为10 g/min,搭接率为40%。

普金森压缩实验的样品,用电火花线切割成圆柱形(直径为6 mm、高为4 mm)。实验中,涂层的厚度为1.5 mm,应变率为1 000 s^{-1} ;空气压缩机将空气压入压力容器,撞击杆在压缩空气下加速,与入射杆接触,然后入射杆撞击试样;采集入射杆与出射杆上应变片的应力波和高速相机成像数据,采集完成后,实验结束。

2 结果与讨论

2.1 高熵合金涂层与梯度涂层的组织对比

通过激光熔覆技术制备的高熵合金涂层,具有相对均匀的组织结构及显微硬度;通过EP-USRP技术制备的涂层,其晶粒尺寸、位错密度及显微硬度呈现梯度分布特征(图2)。L1样品由BCC相组成,随着Ti、B元素的引入,L2样品晶界处出现针

状 M_2B ($M=Fe, Cr$)相和 TiB_2 相^[13];L1样品呈现典型树枝晶状,而L2样品的晶界处析出棒状 M_2B ($M=Fe, Cr$)沉淀相。由图2可知,L1样品涂层硬度分布较均匀;L2样品的基相硬度与涂层内部硬度不均匀性均增大,这是由于在晶界处产生了硬度较大的 M_2B 沉淀相。根据纳米压痕硬度云图,选择可代表L1、L2样品基体相及L2样品 M_2B 相的特征点,进行纳米压痕力学机械性能分析。

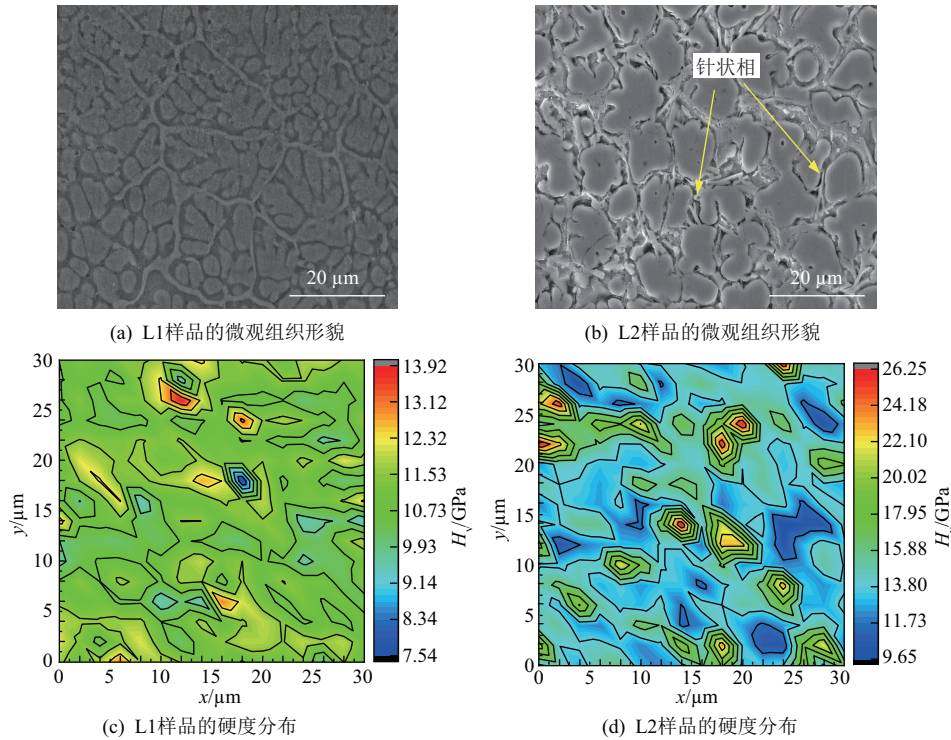


图2 L1、L2样品的微观组织结构以及硬度分布

Fig. 2 Microstructure and hardness distribution of samples L1 and L2

载荷(F)-位移(s)曲线可分为加载、保持载荷及卸载3个阶段(图3)。在加载阶段,涂层首先发生弹性变形,此时 s 和 F 呈近线性关系;随着 F 增大,涂层发生塑性变形。在保持载荷阶段, s 保持稳定或因蠕变而继续增加。在卸载阶段,涂层弹性变形恢复,塑性变形永久保留,最终留下表面压痕。分析 $F-s$ 曲线,可明确界定弹性变形恢复区(卸载阶段曲线与 x 轴的闭合积分域)与塑性变形区(整体 $F-s$ 曲线与 x 轴的闭合积分域)。弹性变形恢复区、塑性变形区的闭合积分域,分别代表弹性做功(W_e)和塑性做功(W_p)。将 $W_e/(W_e+W_p)$ 定义为 R , R 能够反映涂层的变形恢复能力。 R 值越大,表明在经过冲击后,涂层恢复原态能力越强,具有较高 H_v (维氏硬度)/ E (弹性模量)以及 H_v^3/E^2 ,表现出较好的抗冲击能力^[14-15]。对比L1、L2样品的 R 、 H_v/E 、 H_v^3/E^2 ,发现随着TiB的加入,涂层抗冲击性能和受到冲击后

的恢复能力均增强。

与L1样品相比,L2样品内部含有硬度较高的 M_2B 析出相。E1、E2样品的电子背散射衍射(electron backscattered diffraction, EBSD)表征结果见图4。相较于L1、L2样品,E1、E2样品的组织以及物相组成没有发生改变,但EP-USRP技术使涂层沿深度方向呈现晶粒尺寸梯度细化、几何必需位错数量(GND)由大到小梯度分布及压缩残余应力呈递减梯度分布的特征^[16-17]。

2.2 涂层动态压缩性能分析

为探究这种差异对服役过程中涂层损伤和失效机制的影响,通过高应变速率压缩实验,对比分析高熵合金涂层与梯度涂层的表界面损伤及失效机制。结果显示,经过分离式霍普金森压杆(split-Hopkinson-pressure-bar, SHPB)压缩后,样品的整体形貌发生明显变化(图5、表1),从均匀的圆柱状变

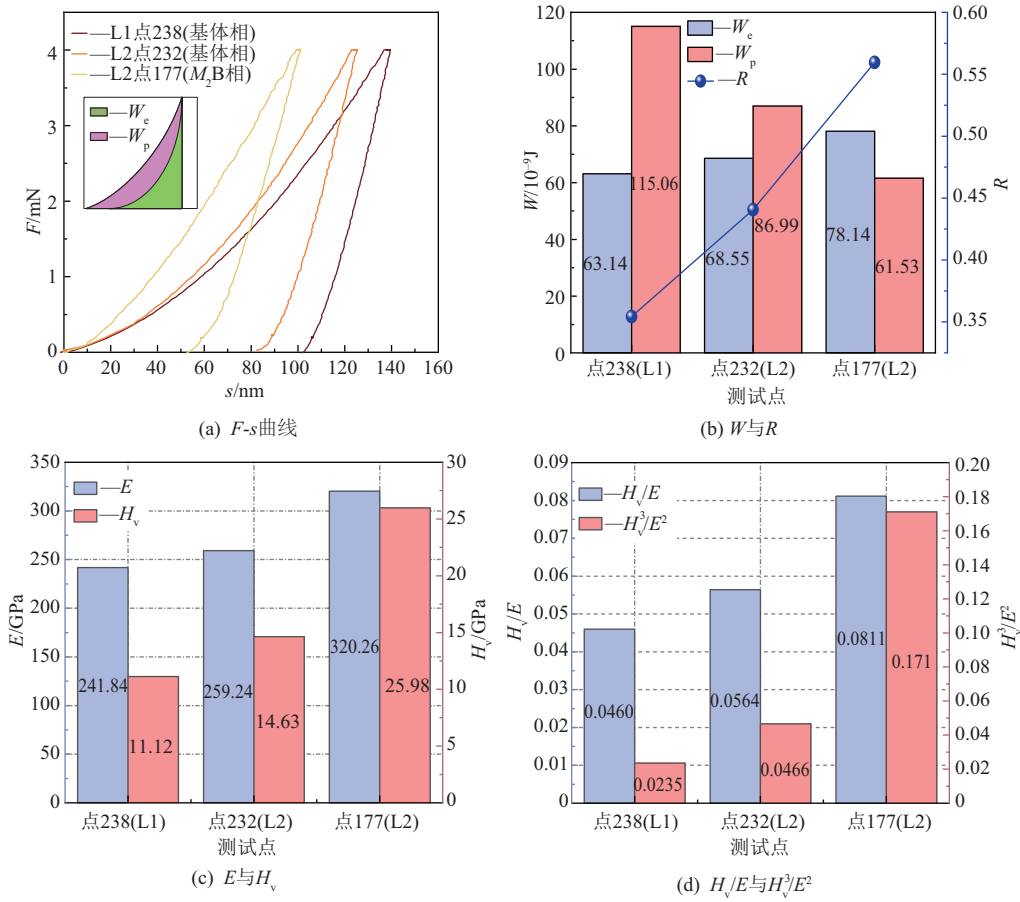


图3 L1、L2样品基相及 M_2B 相的纳米压痕机械性能

Fig. 3 Nanoindentation mechanical properties of the matrix phase and M_2B phase in samples L1 and L2

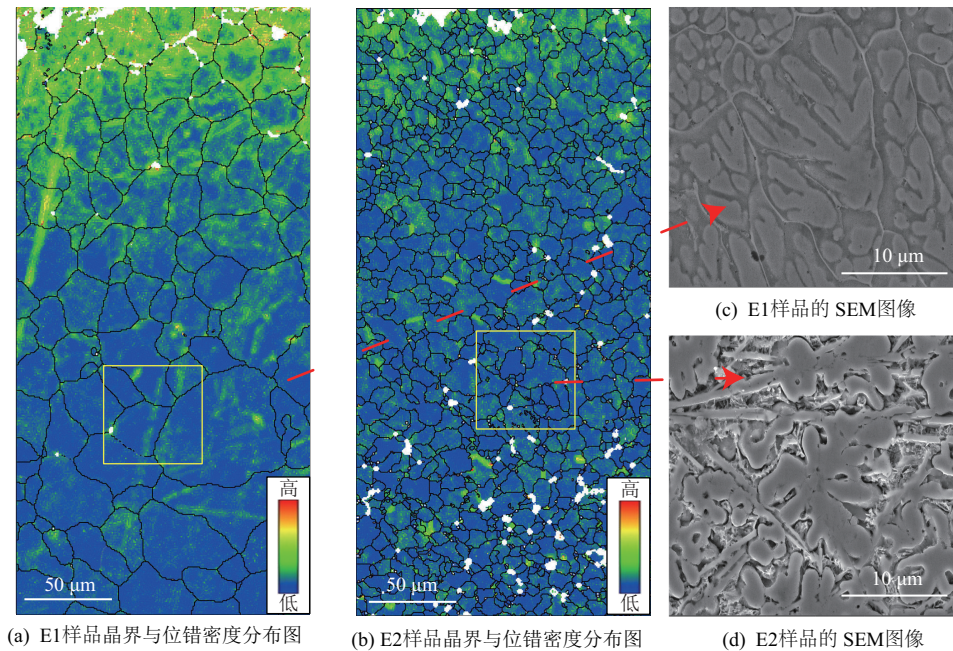


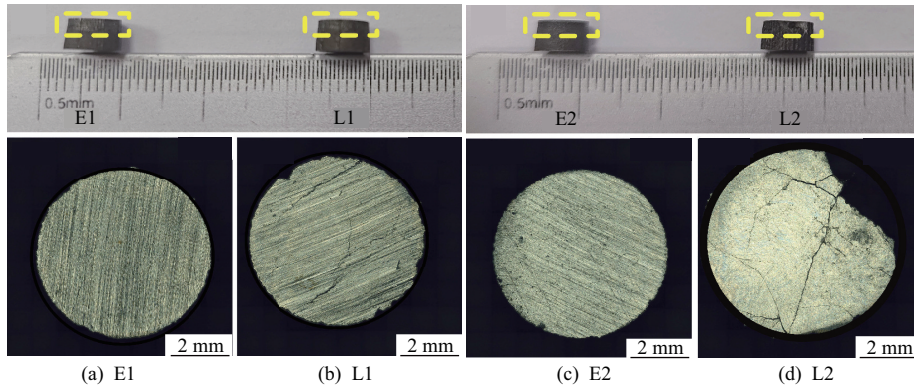
图4 E1、E2样品的EBSD表征结果

Fig. 4 EBSD characterization results of samples E1 and E2

为上小下大的圆台状,且变形主要集中在基体部分。随着基体远离涂层-基体界面,样品的变形幅度逐渐增大,这种不均匀变形可能导致涂层-基体界面处的

变形不协调,进而引发裂纹等界面缺陷。

由图5可知,在动态压缩后,E1、E2样品涂层表面保持完整,未出现裂纹;而L1、L2样品涂层表面



注:黄色矩形框内为涂层区域,其他位置为基体。

图5 经过 SHPB 压缩后样品的整体变形状态及涂层表面开裂情况

Fig. 5 Overall deformation state and coating surface cracking of samples after SHPB compression

表1 经 SHPB 压缩后样品的整体尺寸

Tab. 1 Overall dimensions of samples after SHPB compression

样品	上端直径	下端直径	厚度	mm
				原始厚度
L1	6.0	6.4	3.7	4
E1	6.0	6.4	3.6	4
L2	6.0	6.3	3.6	4
E2	6.0	6.3	3.7	4

出现裂纹,尤其是L2试样,其涂层出现脱落现象,这表明涂层-基体界面可能在动态压缩过程中受到较大的应力作用,进而引发界面结合失效,使裂纹扩展至涂层表面,最终导致涂层脱落。

样品经 SHPB 动态压缩后的工程应力(σ)-应变(ϵ)曲线与真应力(ϵ_t)-加工硬化率(θ)曲线见图6。由图6可知,样品的 σ - ϵ 曲线迅速上升,且未出现明显的屈服平台。因此,文中以 $\epsilon=0.2\%$ 处对应的

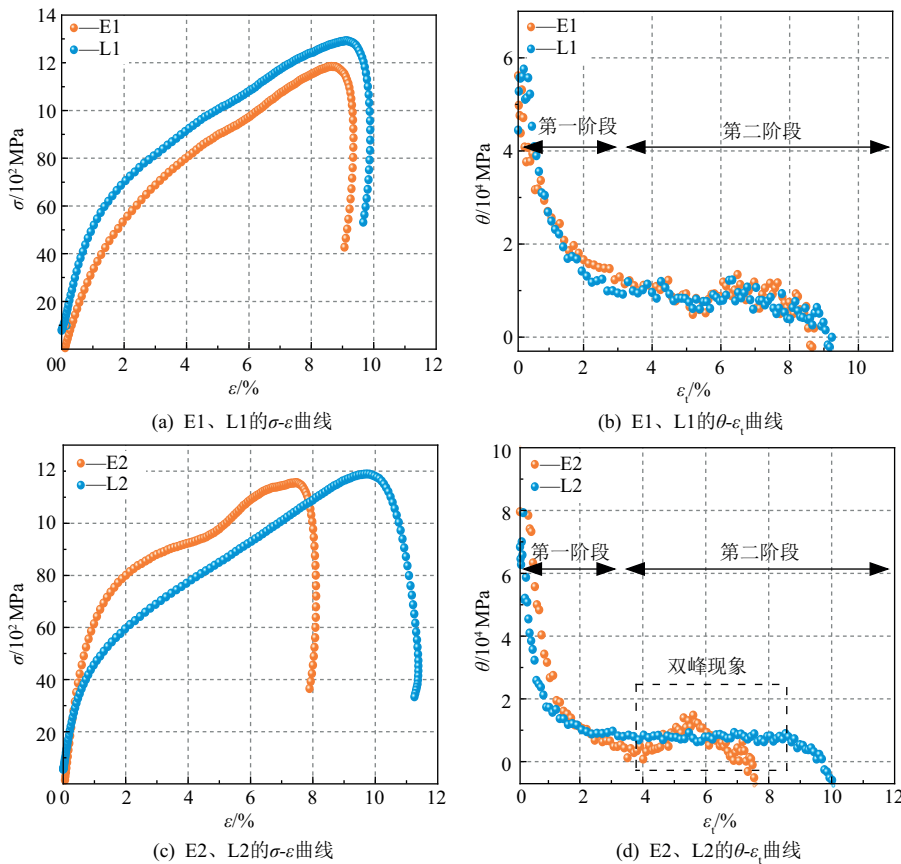


图6 应变率为 $1\ 000\ s^{-1}$ 下样品经 SHPB 动态压缩后的应力应变特性曲线

Fig. 6 Stress-strain characteristic curves of samples under SHPB dynamic compression at a strain rate of $1\ 000\ s^{-1}$

流变应力为样品的屈服强度(σ_y),并以 $\sigma=200\sim 700$ MPa的线段为拟合区间。由于样品未出现冲断现象,曲线拐点对应的流变应力不能作为动态极限抗压强度。通过计算与拟合,得到L1、E1、L2、E2样品的动态屈服强度(σ_{yd})分别为799、846、887、786 MPa(表2)。E1样品的 σ_{yd} 高于L1样品,这是因为E1样品具有梯度加工硬化层,增强了其抗变形能力,使其在动态压缩过程中展现出较高的 σ_{yd} 。L2、E2样品的 σ_{yd} 却不符合上述规律,其中,L2样品出现严重开裂(图5)且其 σ_{yd} 高于E2样品,这可能是由于当应变率为 $1\ 000\ s^{-1}$ 时,快速塑性变形导致应力集中,并引起局部温升,从而导致材料软化,使其 σ_{yd} 降低,这与加工硬化效应相逆^[18]。然而对于L2样品,涂层严重开裂,释放了集中应力,同时缓解了局部温升所造成的材料软化效应,最终使其 σ_{yd} 大幅度增大^[19]。

表2 样品的硬度与屈服强度对比
Tab. 2 Comparison of hardness and yield strength of samples

样品	H_v	σ_{yd}/MPa
L1	724	799
E1	714	846
L2	760	887
E2	749	786

同时,E2样品的 $\sigma-\epsilon$ 、 $\epsilon_t-\theta$ 曲线均呈现“双峰”特性:当 $\epsilon=2.6\%\sim 4.5\%$ 时, $\sigma-\epsilon$ 曲线斜率较小,当 $\epsilon>4.5\%\sim 6.7\%$ 时,曲线斜率增大。这种现象源于在变形过程中涂层界面对位错的阻碍和钉扎作用,进而表现出两个阶段加工硬化特征(图6)。样品受SHPB压缩时,在变形初期,变形主要集中于基体,并在基体-涂层界面形成明显的集中局部应力,进而促使大量位错生成并传递至界面,而此时基体-涂层界面的阻碍作用,对应 $\epsilon_t=2.6\%\sim 4.5\%$ 时的加工硬化率。随着变形进行,涂层中 M_2B 相以及梯度变形层中高密度位错(图4)的弹性应力场会作为一个屏障,固定位错并抑制位错移动,进而提升材料的加工硬化能力,这对应于 $\epsilon_t>4.5\%\sim 6.7\%$ 时的加工硬化率。所有样品的 $\epsilon_t-\theta$ 曲线分为两个阶段,即快速下降阶段和平稳阶段。在样品变形初期,位错密度较低。随着塑性变形进行,位错迅速增殖并发生缠结,显著提升了加工硬化效果,从而提高了样品的 θ 。随着样品变形程度加强,位错之间的缠结进一步加强,限制了位错的运动和增殖,导致其 θ 迅速下降。在进入平稳阶段后,位错增殖以及相互作用趋

近饱和, θ 逐渐稳定。

经SHPB压缩后,E1、L1样品截面的光学显微镜图像见图7。E1样品的裂纹扩展以撕裂孔为发展基础。在动态压缩过程中,当局部应力大于材料界面结合强度时,形成尺寸较小的微孔^[20]。撕裂孔的尺寸大小不一,显示撕裂孔是动态加载下微孔的集合体,且多个撕裂孔“串联”交汇后最终形成扩展型裂纹。随着撕裂孔的位置远离缺陷及涂层-基体界面,撕裂孔的数量逐渐减少,裂纹扩展终止,这显示撕裂孔的形成与涂层-基体界面之间的变形不协调密切相关。对于L1样品:一方面,裂纹起源于涂层区域的边缘和顶部,其扩展方向与轴向压缩力方向分别呈 45° 、 63° ,这与在轴向压缩下最大剪应力方向(与轴向压缩力方向呈近 45°)一致^[21]。尽管涂层内部存在撕裂孔,但裂纹的扩展路径不是沿着撕裂孔延伸,而是以最大剪应力方向为导向。另一方面,涂层-基体界面形成的撕裂孔,与基体大变形所引发的横向拉力产生协同作用(图7),使涂层破碎,最终引发结合界面失效,表明涂层-基体界面的结合强度、界面缺陷分布对界面失效起关键作用。

经SHPB压缩后,E2、L2样品截面的光学显微镜图像见图8。由图8可知,E2样品的涂层与基体之间结合较好,未发现明显的气孔或其他缺陷。然而,裂纹仍从涂层-基体界面处开始扩展,同时在样品边缘的未熔合区域观察到裂纹。在动态压缩过程中,未熔合区域成为裂纹扩展的源点,导致裂纹沿着涂层-基体界面蔓延至涂层内部。对于L2样品,在涂层-基体界面处形成撕裂孔,裂纹从撕裂孔处产生,并扩展至涂层顶部;涂层-基体界面处存在破碎的涂层颗粒,这些颗粒形成于动态压缩过程。与L1样品界面处的情况类似,界面缺陷区域受到的横向拉力作用,使涂层破碎,进而引发裂纹扩展和涂层-基体失效。

L1、E1、L2、E2样品的涂层及涂层-基体界面开裂处的裂纹图像与能量色散X-射线光谱(energy dispersive X-ray spectroscopy, EDS)图见图9~图10。样品失效后侧面凹凸不平,涂层凸出明显,导致在制样过程中只有涂层区域被磨抛。E1样品中撕裂孔形成与裂纹扩展均未沿晶界进行,呈现穿晶特征(图9)。EDS分析结果显示,裂纹路径中无显著的元素偏析现象,裂纹经扩展、交汇后最终使涂层失效脱落。L1样品的裂纹形成机制与E1类似,但其扩展路径中存在Al、Cr元素偏析颗粒(图9),此类偏析颗粒会降低材料的局部强度,进而促进裂纹扩展。在涂层-基体界面处可观察

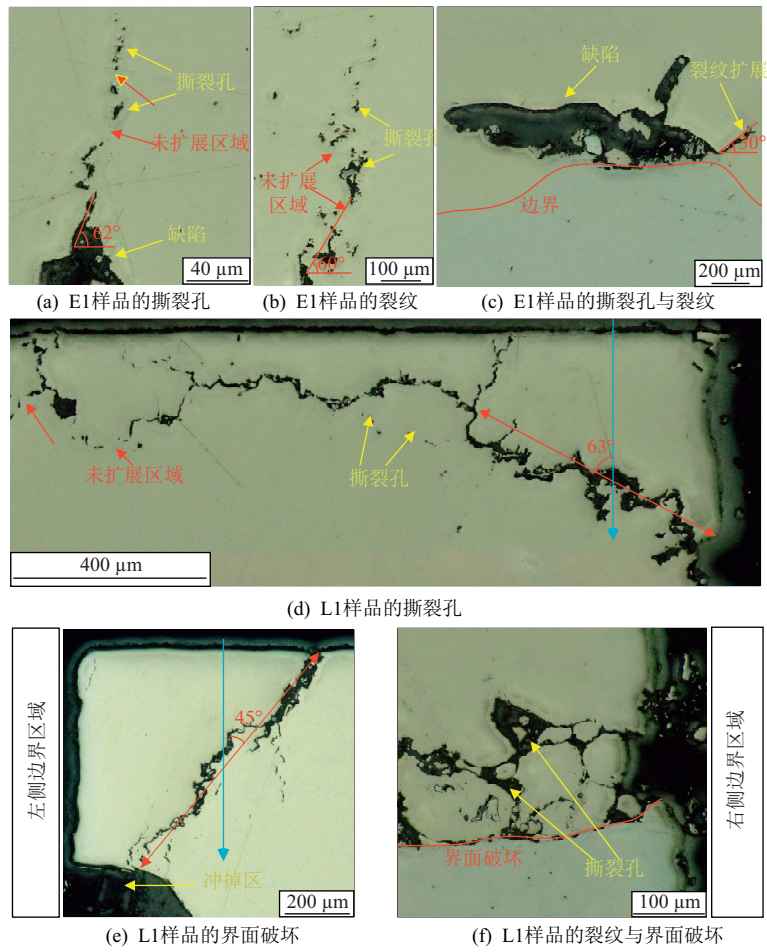


图 7 经过 SHPB 压缩后 E1、L1 样品的撕裂孔与裂纹扩展趋势

Fig. 7 Tear hole and crack propagation trends of samples E1 and L1 after SHPB compression

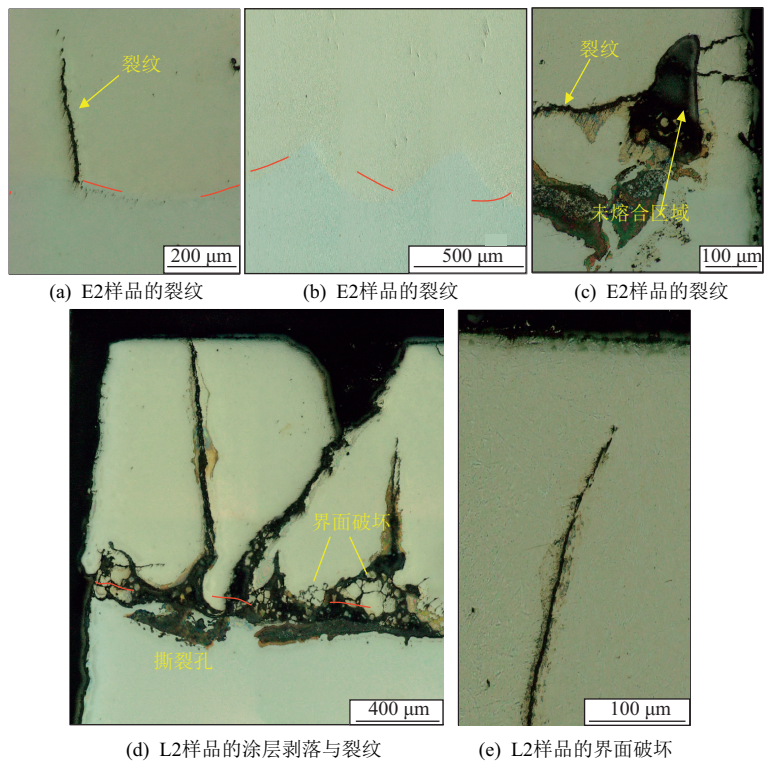


图 8 经过 SHPB 压缩后 E2、L2 样品的撕裂孔与裂纹扩展趋势

Fig. 8 Tear hole and crack propagation trends of samples E2 and L2 after SHPB compression

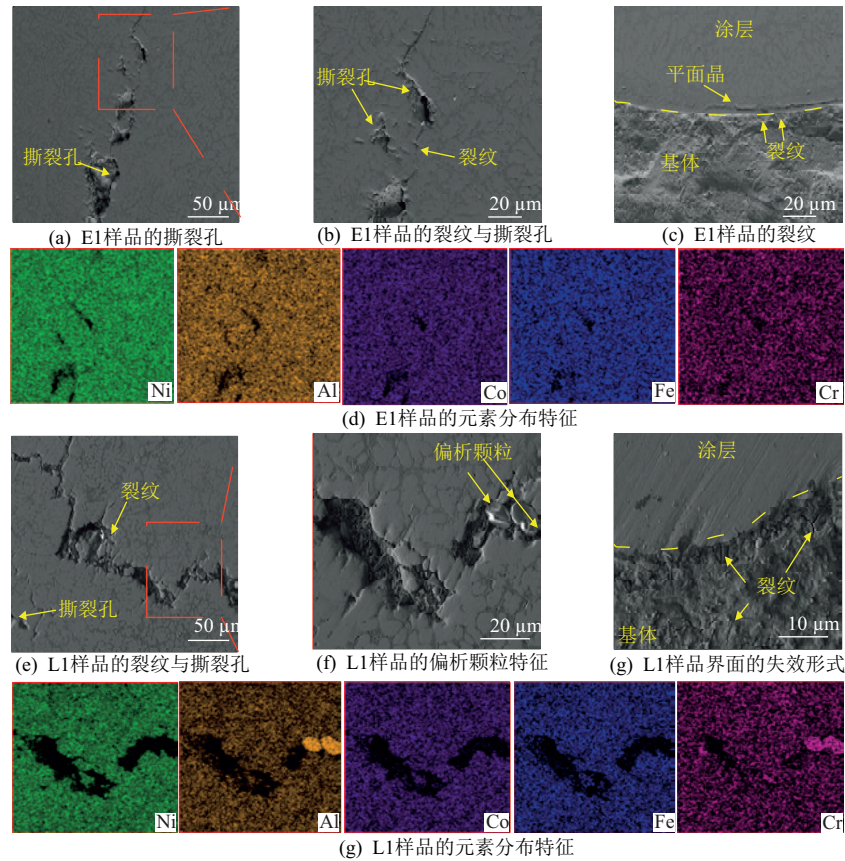


图9 L1、E1样品涂层区域、涂层-基体界面处裂纹及能谱图

Fig. 9 Coating area, crack at the coating-matrix interface, and energy spectrum of samples L1 and E1

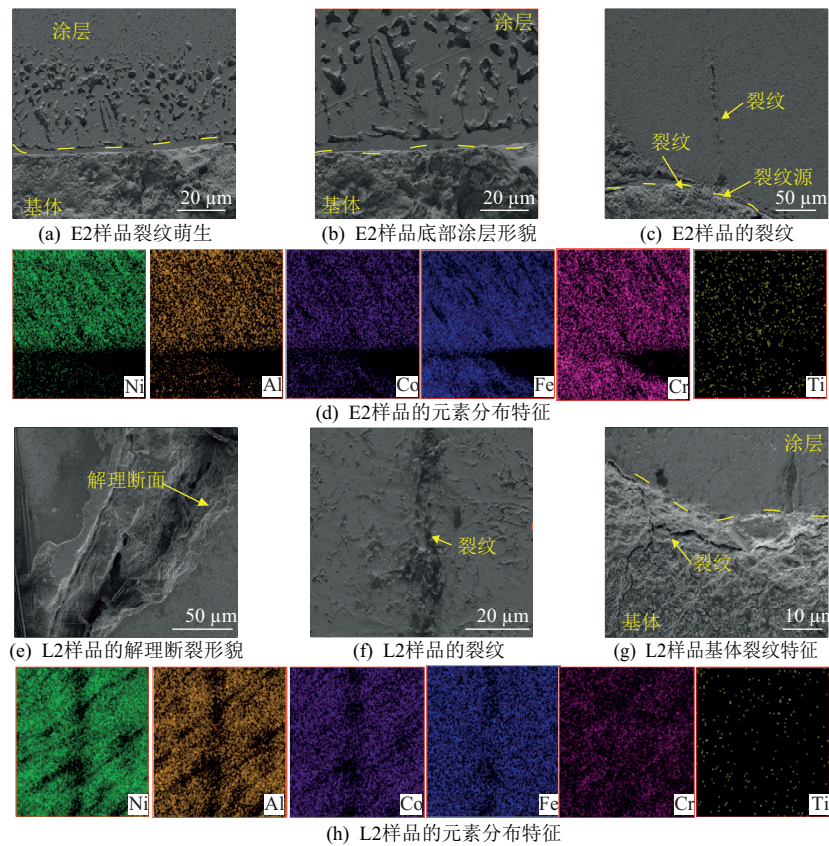


图10 L2、E2样品涂层区域、涂层-基体界面处裂纹及能谱图

Fig. 10 Coating area, crack at the coating-matrix interface, and energy spectrum of samples L2 and E2

到基体区域产生了裂纹(图9)。E2样品涂层-基体界面处富集Cr元素(图10),可能阻碍界面的冶金结合,进而削弱涂层与基体间的结合力^[22]。L2样品的裂纹内部呈现解理面特征(图10)。由于L2、E2样品属于同种材料,两者的涂层区域均以脆性断裂为主要形式。由图10可知,涂层区域的裂纹起源于涂层-基体界面:首先基体区域形成裂纹,然后这些裂纹在基体区域扩展并穿过界面向涂层传播。

对比L1、E1与L2、E2样品在动态压缩下的裂纹扩展特征、涂层-基体界面失效行为,发现样品失效的根源是涂层-基体界面在动态压缩下发生变形不协调:在样品变形过程中,基体变形量变大,涂层区域的刚性约束对基体界面施加反向拉力,进而萌生裂纹并形成撕裂孔。随着变形进行,裂纹穿过界面并向涂层内部扩展,最终导致涂层失效。L1、E1与L2、E2样品的裂纹扩展方式存在较大差距,其中,E1样品的裂纹以撕裂孔为基础并扩展;L1样品的裂纹呈河流状分叉扩展,这是由动态压缩下裂纹扩展速率突变、尖端应力集中引发多向分叉导致。L2、E2样品的裂纹扩展呈近似直线形态,这主要是由于 M_2B 相的存在可能有效阻碍细小裂纹进一步扩展。相较于L1、L2样品,E1、E2样品中贯穿整个涂层的裂纹较少,这是因为涂层顶部存在的经超声滚压处理形成的梯度变形区和压缩残余应力,能够抑制裂纹扩展。

3 结论

首先,通过成分调控策略制备具有高硬度、耐冲击的涂层,然后对该涂层进行脉冲电流辅助超声滚压处理,以提高其动态压缩性能。纳米压痕硬度云图的分析结果显示,B元素的引入,使涂层中生成条状高硬度 M_2B 相并具有较高的 H_v/E 、 H_v^3/E^2 ,从而显著提升了涂层的抗冲击能力。然后,采用脉冲电流辅助超声滚压技术,对高硬度低塑性的脆性涂层进行表面强化处理。微观组织结构分析结果显示,脉冲电流辅助技术使涂层表层形成高密度位错层;随着涂层硬度提升,其塑性变形难度增大,高密度位错层的深度由 $100\ \mu\text{m}$ 变为 $45\ \mu\text{m}$ 。对上述两类涂层的动态压缩性能进行测试,分析动态压缩下涂层的失效机制。分析结果显示,两类涂层失效是源于涂层-基体界面在动态压缩下的变形不协调:在变形过程中,随着基体变形量增大,涂层的刚性限制对基体界面产生反向拉力,进而诱发裂纹与撕裂孔;在动态压缩过程中,裂纹穿过界面并向涂层扩展、交汇,最终导致

涂层剥落。在该实验条件下,即应变率为 $1\ 000\ \text{s}^{-1}$ 、样品直径与高度均为 $4\ \text{mm}$,梯度结构使涂层裂纹扩展深度从 $1\ 142\ \mu\text{m}$ 降至 $335\ \mu\text{m}$,涂层剥落面积占比由 8.2% 降至 1.0% 以下。

参考文献:

- [1] 夏蕊. 多因素耦合作用下刮板输送机中部槽磨损特性与预测[D]. 太原:太原理工大学,2019.
- [2] 鞠鹏飞,张达威,吉利,等. 苛刻环境下材料表面防护技术的研究进展[J]. 中国表面工程,2019,32(4):1-16.
- [3] HUO Kun, ZHOU Jianzhong, DAI Fengze, et al. Particle distribution and microstructure of IN718/WC composite coating fabricated by electromagnetic compound field-assisted laser cladding [J]. Applied Surface Science, 2021, 545: 149078. DOI: 10.1016/j.apsusc.2021.149078.
- [4] ZHAO Lei, ZHENG Wangshu, HU Ying, et al. Heterostructured metal matrix composites for structural applications: A review [J]. Journal of Materials Science, 2024, 59(22): 9768-9801.
- [5] CHOU Y L, YE H J W, SHIH H C. The effect of molybdenum on the corrosion behaviour of the high-entropy alloys $\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.5}\text{Mo}_x$ in aqueous environments [J]. Corrosion Science, 2010, 52(8): 2571-2581.
- [6] YOUSSEF K M, ZADDACH A J, NIU C, et al. A Novel low-density, high-hardness, high-entropy alloy with close-packed single-phase nanocrystalline structures [J]. Materials Research Letters, 2015, 3(2): 95-99.
- [7] FESHARAKI M N, SHOJA-RAZAVI R, MANSOURI H A, et al. Microstructure investigation of inconel 625 coating obtained by laser cladding and TIG cladding methods [J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 353: 25-31.
- [8] HE Jun, XU Baijie, XU Xizhen, et al. Review of femtosecond-laser-inscribed fiber bragg gratings: Fabrication Technologies and sensing applications [J]. Photonic Sensors, 2021, 11(2): 203-226.
- [9] DUAN Chenfeng, QU Shengguan, SUN Pengfei, et al. Effect of heating-assisted ultrasonic surface rolling on the microstructure evolution and wear behavior of martensitic steel [J]. Surface and Coatings Technology, 2024, 483: 130759. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2024.130759.
- [10] LUAN Xiaosheng, ZHAO Wenxiang, LIANG Zhiqiang, et al. Experimental study on surface integrity of ultra-high-strength steel by ultrasonic hot rolling surface strengthening [J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 392: 125745. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125745.
- [11] ALIZADEH-SH M, MARASHI S P H, RANJBAR-NODEH E, et al. Prediction of solidification cracking by an empirical-statistical analysis for laser cladding of

- Inconel 718 powder on a non-weldable substrate [J]. Optics & Laser Technology, 2020, 128: 106244. DOI: 10.1016/j.optlastec.2020.106244.
- [12] BENOIT M J, SUN Shida, BRANDT M, et al. Processing window for laser metal deposition of Al 7075 powder with minimized defects [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 64: 1484-1492.
- [13] LIU Hao, LIANG Huiyue, PENG Guangjian, et al. Microstructure evolution and tribological performance of laser-clad $\text{Al}_{1.5}\text{Co}_{0.5}\text{CrFeNi}_2(\text{TiB})_x$ high-entropy alloy composite coatings with in-situ synthesized complex precipitates [J]. Surface and Coatings Technology, 2025, 499: 131870. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2025.131870.
- [14] ROJACZ H, KATSICH C, VARGA M, et al. How the micro-mechanical stability of carbides in chromium-rich hardfacings influences the impact-abrasion resistance at elevated temperatures [J]. Wear, 2023, 522: 204693. DOI: 10.1016/j.wear.2023.204693.
- [15] DANIEL J, HOUDKOVÁ Š, DULIŠKOVIČ J, et al. Impact wear of the Co-based HVOF-sprayed coatings [J]. Tribology International, 2023, 187: 108755. DOI: 10.1016/j.triboint.2023.108755.
- [16] ZHOU Zhenyu, ZHENG Qiuyang, LI Yu, et al. Research on the mechanism of the two-dimensional ultrasonic surface burnishing process to enhance the wear resistance for aluminum alloy [J]. Friction, 2024, 12(3): 490-509.
- [17] 洪欣欣, 何力军, 代彦明, 等. 残余应力、晶粒尺寸对钛纳米压入行为影响的数值分析 [J]. 宁夏大学学报(自然科学版), 2024, 45(1): 31-35.
- [18] HUANG Zeng, LUO Shuai, WANG Guangyu, et al. Mechanistic exploration of high strain-hardening and TWIP effects in Fe-15.5Mn-0.6C-1.4Al steel under compression-tensile loading [J]. International Journal of Plasticity, 2025, 188: 104292. DOI: 10.1016/j.ijplas.2025.104292.
- [19] 刘思路. Ti-23Nb-0.7Ta-2Zr-O 合金的抗冲击和拉伸性能及其变形机理研究 [D]. 南京: 南京理工大学, 2020.
- [20] 邓小良, 祝文军, 宋振飞, 等. 冲击加载下孔洞贯通的微观机理研究 [J]. 物理学报, 2009, 58(7): 4772-4778.
- [21] XIAO Lijun, SONG Weidong. Additively-manufactured functionally graded Ti-6Al-4V lattice structures with high strength under static and dynamic loading: Experiments [J]. International Journal of Impact Engineering, 2018, 111: 255-272.
- [22] 向南鑫, 周后明, 王宇豪, 等. 高速激光熔覆铁基非晶合金涂层的组织及性能研究 [J]. 激光与光电子学进展, 2024, 61(17): 1714006. DOI: 10.3788/LOP232681.

Influence of Electropulsing-Assisted Ultrasonic Surface Rolling Process on the Dynamic Compression Properties of Laser Cladding High-Entropy Alloy Coatings

LI Dali¹, WANG Hongdu², LIU Hao^{1*}, LIANG Huiyue¹, ZHU Haitao¹, HAO Jingbin¹, ZHAO lala¹

(1. School of Mechanical and Electrical Engineering, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, China; 2. Yuxi Dahongshan Mining Co., Ltd., Yuxi 653405, China)

Abstract: To address the issue of surface interface failure under the coupling effect of high strain cyclic impact and abrasive wear in the central trough of deep long-wall coal mining scrapper conveyors, this study focuses on the laser cladding $\text{Al}_{1.5}\text{Co}_{0.5}\text{CrFeNi}_2(\text{TiB})_x$ ($x=0, 0.25$) high-entropy alloy (HEA) composite coating. Utilizing electropulsing-assisted ultrasonic surface rolling process (EP-USRP) technology, a surface strengthening structure with a gradient distributions of grain size, dislocation density, and residual stress was constructed. Through microhardness testing, nanoindentation experiments, EBSD characterization, and split Hopkinson pressure bar (SHPB) dynamic compression tests, the relationship between the microstructure and performance of coatings with different morphological forms, as well as their failure mechanisms, were analyzed. The results indicate that the M_2B (M represents metal elements) reinforcing phase significantly enhances the hardness of the coating and improves indicators such as H_v/E and H_v^3/E^2 , thereby improving the coating's deformation recovery capability. The EP-USRP did not change the phase composition of the coatings; however, the gradient work-hardened layer and compressed residual stress zone formed on the coating surface can inhibit crack propagation and coating delamination during dynamic compression, thereby enhancing the cooperative deformation capability of the coating-substrate interface. The dynamic failure of the coating primarily arises from the mismatch in the amount of compressive deformation between the substrate and the coating. The rigidity of the coating applies a reverse tensile stress to the coating-substrate interface, including cracks and tearing holes that extend into the coating; meanwhile, the surface gradient strengthened layer effectively suppresses the extension of cracks into the coating. The research results can provide references for the design and engineering application of alloy coatings.

Key words: high-entropy alloy; laser cladding; ultrasonic rolling; pulsed current; dynamic compression

(责任编辑 高继红)