

DOI:10.11973/jxgcl230382

等离子熔覆 FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5} 高熵合金涂层的组织及耐磨性能

蒋成成¹,宋庆雷²,张 平¹,柳学强²,沈承金¹

(1. 中国矿业大学材料与物理学院,徐州 221116;2. 徐州巴特工程机械股份有限公司,徐州 221005)

摘要:采用机械合金化法制备FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5}高熵合金粉末,再经等离子熔覆制备高熵合金涂层,研究了机械合金化后高熵合金粉末的微观结构,分析了高熵合金涂层的显微组织、硬度和耐磨性能。结果表明:机械合金化后形成了具有体心立方和面心立方结构双相固溶体的FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5}高熵合金粉末,粒径在2~4 μm。熔覆制备的高熵合金涂层仍保持双相固溶体结构,无明显孔隙、裂纹等缺陷,由熔覆界面处至涂层表面依次形成了胞状晶→树枝晶→等轴晶的典型熔覆组织;高熵合金涂层的平均显微硬度达616.6 HV,为NM400钢的1.46倍,同等磨损条件下的磨损质量损失为NM400钢的48%,磨损机制以磨粒磨损为主,表现出较优的耐磨性能。

关键词:等离子熔覆;机械合金化;FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5}高熵合金涂层;耐磨性能

中图分类号:TG174.4

文献标志码:A

文章编号:1000-3738(2024)10-0001-08

0 引言

挖斗是挖掘机的“刀刃”,在工作过程中其刃板与砂土、岩石、矿物等直接接触和频繁摩擦,同时承受着较大的载荷,因此会发生严重的磨料磨损^[1-4]。刃板作为挖斗的重要组成部分,连接着斗齿、弧板及侧板,其磨损失效往往导致整个挖斗报废,因此提高其耐磨性能非常重要。目前,刃板材料大多选用耐磨钢(如NM400、NM500钢等),通过增加钢板厚度来延长刃板磨损寿命。耐磨钢大多为高合金钢,价格昂贵,并且与其他材质部件的焊接工艺复杂,焊接缺陷较多,这导致了成本的增加。相比之下,采用表面改性技术在刃板表面制备耐磨涂层以提升耐磨性能的成本较低,且能满足刃板的使用性能,是延长刃板服役寿命最直接、有效且经济的手段。

高能束表面熔覆技术是以激光、等离子体或其他高能束为热源使涂层材料和基材表面熔化并迅速凝固,从而实现涂层与基体冶金结合的一种工艺,在关键装备零部件的表面强化、修复及再制造等领域具有显著的应用优势^[5-8]。其中,等离子熔覆技术具有设备成本低、熔覆效率高、工艺简单等优势,尤其适用于工业大规模生产。高性能、低成本的新型

耐磨涂层材料一直是表面工程领域追求的目标。近年来,高熵合金由于其新颖的成分设计理念及优异的力学性能,如高强度、高硬度、高抗软化能力、优异的耐腐蚀和耐磨性能等,在耐磨涂层领域受到广泛关注^[9-14]。过渡族金属元素铁、钴、铬和镍的原子半径和电负性相近,具有较负的混合焓,更容易形成固溶体相,因此FeCoCrNi基高熵合金成为了研究热点。一般而言,具有体心立方(BCC)和面心立方(FCC)双相结构的高熵合金的屈服强度和抗冲击性能等较好,适合用作耐磨涂层材料^[15-19]。在基础成分下,FeCoCrNi基高熵合金是单相FCC结构。已有研究表明,在该成分体系中加入铝或钛元素后,合金会形成FCC+BCC双相结构,其硬度和耐磨性能会得到提高^[20-21]。但较高含量的铝会使结构转变为单相BCC结构。因此要通过合理调控铝钛元素含量才能有效提高FeCoCrNi基高熵合金的耐磨性能。

目前,大部分研究者在制备高熵合金涂层时,所用的涂层原材料主要为气雾化粉末或简单机械混合粉末。前者所得涂层的化学成分均匀但制粉成本较高;后者制粉成本低,但由于各金属之间熔点、密度等物性差异,在熔融状态下各元素容易发生偏聚,熔覆得到的涂层成分与设计成分存在较大偏差,进而导致涂层性能不好^[22-23]。在等离子熔覆制备涂层前,将各单质金属粉末通过机械合金化工艺制成预合金粉末,能有效改善涂层成分偏聚现象,而且相较于气

收稿日期:2023-08-15;修订日期:2024-01-16

基金项目:国家自然科学基金资助项目(52271081)

作者简介:蒋成成(1998—),男,江苏徐州人,硕士研究生

通信作者(导师):张平副教授

雾化制粉, 其成本较低。因此, 作者采用机械合金化技术制备 $FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5}$ 高熵合金粉末, 再经等离子熔覆制备高熵合金涂层, 分析了高熵合金涂层的显微组织、硬度及耐磨性能。

1 试样制备与试验方法

试验原料包括铁、钴、铬、镍、铝、钛金属粉末, 纯度均不低于 99.5%, 粒径在 50~100 μm , 市售。等离子熔覆用基板为 Q235 钢板, 尺寸为 100 mm \times 100 mm \times 10 mm, 用砂纸打磨掉其表面氧化层, 并使用超声波乙醇清洗, 烘干。

按照名义成分(物质的量比)为 $FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5}$ 称取各金属粉末, 采用 QM-3SP2 型星式球磨机进行机械合金化制备高熵合金粉末。为避免杂质引入, 选用氧化铝球磨罐和磨球, 大球直径为 11 mm, 小球直径为 7 mm, 大球与小球的数量比为 3:7, 球料质量比为 10:1, 球磨转速为 350 $r \cdot min^{-1}$, 球磨介质为无水乙醇, 分别在球磨 6, 12, 18, 24, 36 h 时取出少量粉体进行形貌和物相分析, 分析其合金化过程。

在高熵合金粉末中加入质量分数为 8% 的聚乙稀醇(PVA)黏结剂, 调配成浆状后手工涂敷于基板表面, 厚度为 2 mm, 宽度为 20 mm, 随后放入干燥箱中于 80 $^{\circ}C$ 干燥 24 h。使用 PTA-400EA-ST 型等离子熔覆设备进行涂层制备, 经多次试验确定熔覆工艺参数为工作电流 140 A, 离子气流量 250 $mL \cdot min^{-1}$, 保护气(氩气)流量 800 $mL \cdot min^{-1}$, 熔覆速度 40 $mm \cdot min^{-1}$, 摆动宽度 20 mm, 摆动频率 1 Hz。

用电火花线切割涂层试样, 其截面经研磨、抛光, 用由乙醇、硝酸、氢氟酸组成(体积比为 3:9:27)的混合溶液腐蚀后, 采用蔡司 LP 202 型光学显微镜(OM)观察涂层显微组织。采用 Quanta-250 型扫描电子显微镜(SEM)观察高熵合金粉末及涂层的微观形貌, 用附带的能谱仪(EDS)进行微区成分分析。利用 Bruker-D8 型 X 射线衍射分析仪(XRD)对高熵合金粉末和涂层进行物相分析, 采用铜靶 K_{α} 射线, 扫描范围为 20 $^{\circ}$ ~90 $^{\circ}$, 扫描速率为 2($^{\circ}$) $\cdot min^{-1}$ 。使用 Tecnai G2 F30 型透射电子显微镜(TEM)对高熵合金粉末进行精细结构分析, 并对微小区域进行高分辨(HRTEM)及选区电子衍射(SADP)分析。

采用 VH1102 型维氏显微硬度计对涂层试样截面进行维氏硬度测试, 载荷为 100 N, 保载时间 15 s, 从表面至基板, 每隔 100 μm 取点测试, 相同深度各

测 3 个点取平均值。使用 M-2000 型摩擦磨损试验机对涂层和 NM400 钢试样进行耐磨性能测试, 试样尺寸均为 10 mm \times 8 mm \times 6 mm, 磨损方式为环-块摩擦, 对磨环材料为淬火态 GCr15 钢, 直径为 40 mm, 硬度约为 60 HRC, 施加的法向载荷为 120 N, 转速为 200 $r \cdot min^{-1}$, 时间为 30 min。称取涂层和 NM400 钢试样磨损前后质量, 计算磨损质量损失。

2 试验结果与讨论

2.1 高熵合金粉末的机械合金化进程

由图 1 可见: 球磨 6 h 的粉末由较大片状颗粒和细碎颗粒组成, 其中片状颗粒为硬度较高的铁、钴、铬、镍和钛颗粒, 铝颗粒则在不断撞击下破碎, 且较为均匀地附着在其他颗粒表面; 球磨 12 h 的粉末仍主要由片状颗粒和细碎颗粒组成, 但片状颗粒的尺寸相较于球磨 6 h 的明显减小; 随着球磨时间进一步延长至 18 h 和 24 h, 片状颗粒基本消失, 粉末粒径较为均匀, 集中在 4~10 μm ; 球磨 30 h 后, 粉末粒径又有所增大, 部分粉末颗粒团聚成块, 继续球磨至 36 h, 粉末又进一步细化, 同时团聚颗粒发生破碎, 粉末粒径分布趋于均匀, 集中在 2~4 μm 。

由图 2 可见: 未经球磨的初始混合粉末中各元素的衍射峰清晰可见, 球磨 6 h 后, 铝和钴元素的衍射峰强度急剧降低, 其余金属元素的衍射峰强度也不同程度减弱; 球磨 12 h 时混合粉末基本形成了 FCC 和 BCC 双相共存的固溶体结构, 并且随着球磨时间的延长, 单质金属元素衍射峰越来越少, 主衍射峰强度持续降低并呈宽化趋势, 球磨 36 h 后, 主衍射峰明显变宽, 说明粉末晶粒进一步细化, 粉末充分合金化。

高熵合金的相组成主要与高熵合金的价电子浓度 V_{EC} 有关^[24]: 当 V_{EC} 不大于 6.87 时, 高熵合金倾向于形成稳定 BCC 固溶体相; 当 V_{EC} 不小于 8.0 时, 倾向于形成稳定 FCC 固溶体相; 当 V_{EC} 在 6.67~8.0 时会出现 FCC 与 BCC 双相共存的情况。 $FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5}$ 高熵合金的 V_{EC} 为 6.9, 符合形成双相固溶体结构的条件。在球磨过程中, 随着磨球的不断碰撞, 金属粉末破碎细化, 晶界占比增加, 由于晶界中储存着大量合金化产生的焓变能量, 这些能量转而成为形成简单固溶体的驱动力, 随着机械合金化的进程促使过饱和固溶体形成。

球磨 36 h 后金属粉末的合金化程度最高, 形成 FCC 和 BCC 双相共存的固溶体结构, 为此对球磨 36 h 的粉末进行了 TEM 分析并进行涂层制备。

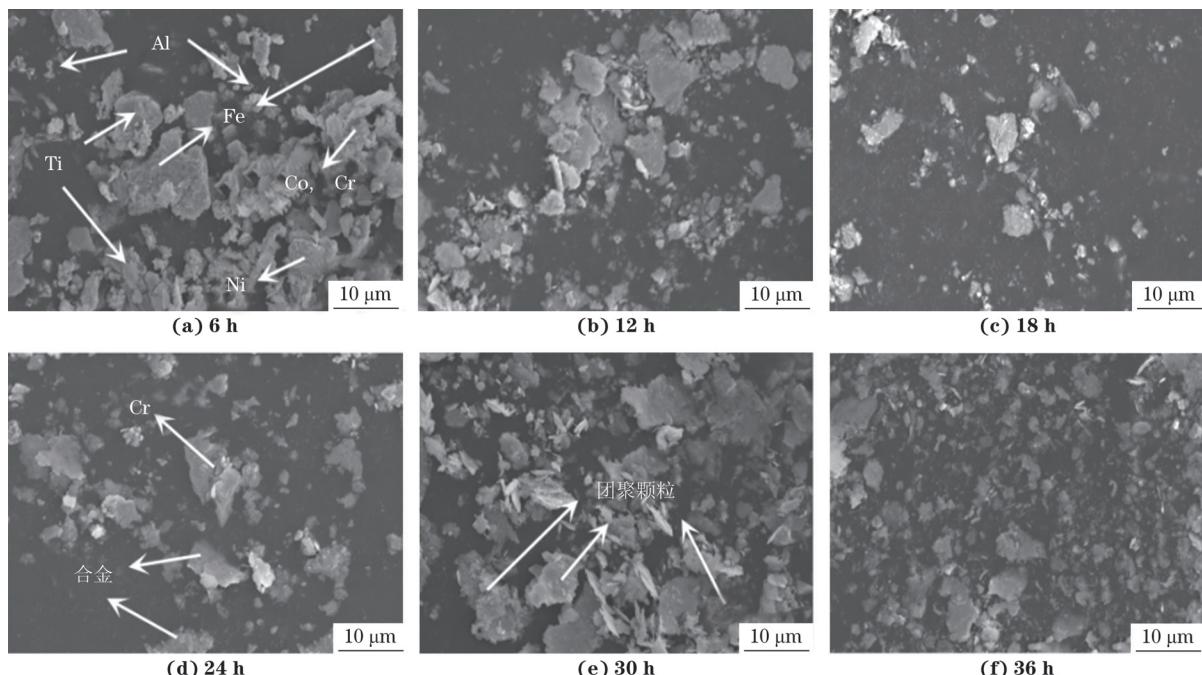


图 1 球磨不同时间时金属混合粉末的 SEM 形貌

Fig. 1 SEM morphology of mixed metal powders after ball milling for different times

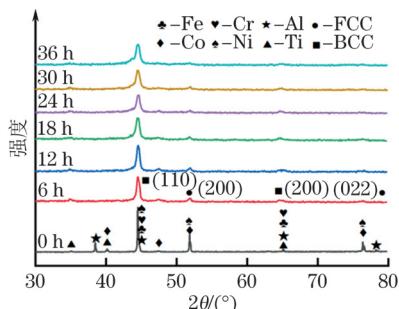


图 2 球磨不同时间后金属混合粉末的 XRD 谱

Fig. 2 XRD patterns of mixed metal powders after ball milling for different times

由图3可见,球磨36 h高熵合金粉末的选区电子衍射花样呈现典型的纳米多晶环特征,经过计算,衍射环由内向外分别为BCC相(110)、(200)晶面和FCC相(200)晶面。这进一步证明球磨36 h形成了BCC和FCC双相结构。在FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5}高熵合金中,元素钛和铝有利于形成BCC结构,而钴和镍则有利于形成FCC结构。在机械合金化过程中,通常是低熔点元素优先向高熔点元素扩散和溶解,当合金化完成后,形成的固溶体相倾向于保持高熔点元素的晶体结构。混合粉末中熔点最高的元素为铬,其晶体结构为BCC。因此,混合粉末在完成合金化后,形成的过饱和固溶体是以BCC相为主相、FCC为次相的双相结构。

2.2 高熵合金涂层的组织

由图4可见,等离子熔覆FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5}高

熵合金涂层形成了以FCC为主相、BCC为次相的双相结构,其主相由高熵合金粉末的BCC相转变为FCC相。机械合金化是一种非平衡合金化过程,通过磨球的不断撞击细化晶粒,促进亚稳态过饱和固溶体的形成,并使合金粉末内存储着大量的晶格畸变能。这种能量的积累在相变过程中可以减少相变阶段所需的活化能,为高温相变提供驱动力。在等离子熔覆过程中,高能等离子束输入大量热能使得合金粉末熔化,内部发生晶格重组,亚稳相中大量位错消失,部分非平衡态BCC相转变为相对稳定的FCC相^[25]。

由图5可见:涂层试样由涂层表面向基体方向可依次分为熔覆区(CZ)、熔合区(FL)和热影响区(HAZ),涂层总厚度约为1.5 mm,涂层无明显孔洞、裂纹等缺陷,与基体之间形成冶金结合;涂层组织呈现出典型的熔覆组织特征,即涂层近基体的底部区域为垂直于结合界面生长的粗大胞状晶,中部为垂直于结合界面生长的树枝晶,顶部为生长方向各异、组织均匀的等轴晶。这种组织分布主要与涂层熔凝过程中的温度梯度和冷却速率有关^[26]。

由图6和表1可知:涂层上部区域(位置1)与中部区域(位置2)的化学成分基本一致,与高熵合金涂层设计成分相吻合;下部区域(位置3)铁原子分数为46.32%,远高于设计含量,其他元素含量则与设计成分基本一致,这从垂直截面线分析结果也可

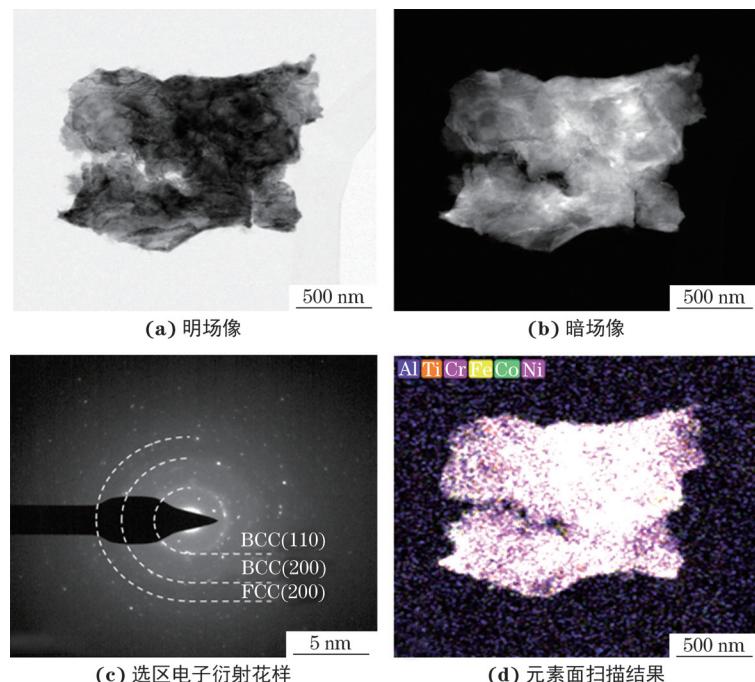


图 3 球磨 36 h 高熵合金粉末的 TEM 明场像、暗场像、选区电子衍射花样和元素面扫描结果

Fig. 3 TEM bright field image (a), dark field image (b), selected electron diffraction pattern (c) and element surface scanning results (d) of high entropy alloy powder after ball milling for 36 h

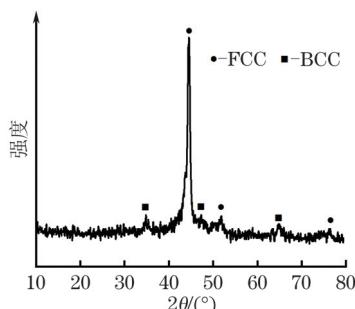


图 4 等离子熔覆 $\text{FeCoCrNiAl}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}$ 高熵合金涂层表面的 XRD 谱

Fig. 4 XRD pattern of surface of $\text{FeCoCrNiAl}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}$ high entropy alloy coating by plasma cladding

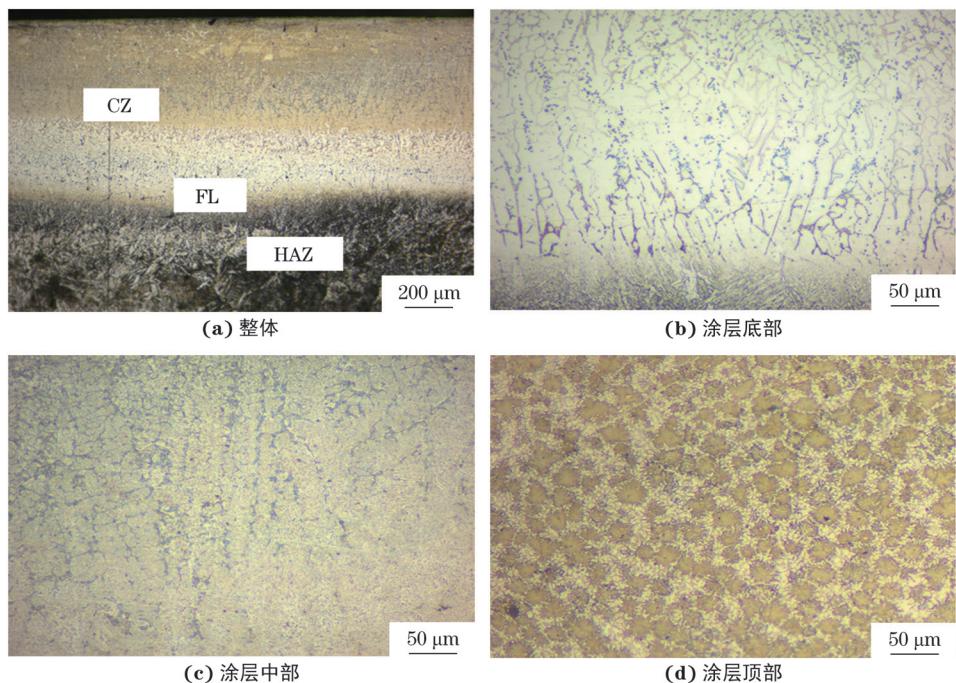
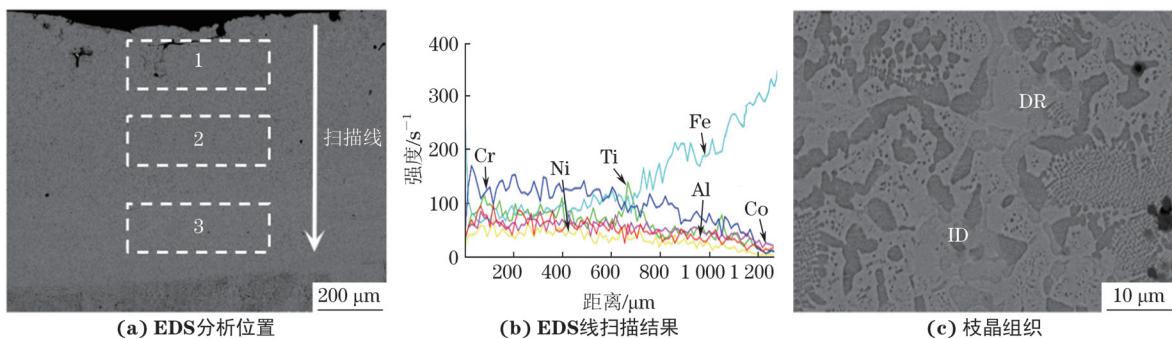
以得到验证。铁含量偏高应是熔覆过程中基板中铁元素扩散进入涂层导致的。涂层上部区域(位置 1)由明亮的枝晶(DR)区和灰暗的枝晶间(ID)组成, EDS 分析结果表明枝晶与枝晶间均发生了铬元素偏析。造成铬偏析的原因是各组元中铬的熔点最高, 并且脆性较大, 在机械合金化过程中合金化速率最慢, 有部分铬元素没有充分合金化而产生偏析。铝、钛和镍元素在枝晶间区域含量偏高。铝、钛元素原子半径较大, 固溶时晶格畸变大, 原子不易扩散; 而镍元素与铝、钛之间都有较负的混合焓($\text{Al}-\text{Ni}$ 为 $-22 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$, $\text{Ti}-\text{Ni}$ 为 $-35 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$), 因此镍元素容易向铝、钛元素聚集, 在枝晶间富集, 出现偏析现象。

2.3 高熵合金涂层的硬度

试验测得商用 NM400 钢的显微硬度为 422 HV, Q235 钢基板的显微硬度为 150 HV。由图 7 可见, $\text{FeCoCrNiAl}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}$ 高熵合金涂层熔覆区(CZ)的平均硬度为 616.6 HV, 约为基板的 4.11 倍, NM400 钢的 1.46 倍。涂层熔覆区的显微硬度分布较为均匀, 从表面向基板方向硬度略微呈下降趋势, 主要原因是熔覆层上层为等轴晶组织, 相对于其他区域晶粒较细, 产生了细晶强化作用; 熔合区的显微硬度随距基板距离的减小急剧下降, 这是因为熔合区稀释率发生变化, 越靠近基板涂层中软金属元素铁的含量越高, 因此硬度降低。 $\text{FeCoCrNiAl}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}$ 高熵合金涂层的高硬度主要源于以下几方面: a) 等离子熔覆冷速极快, 有效抑制了涂层晶粒的长大, 实现了细晶强化, 同时提高了元素固溶极限, 达到固溶强化效果; b) 该合金体系中铝、钛元素的原子半径与其他金属元素存在较大差异, 导致熔覆过程中产生较大的晶格畸变, 有效阻碍了位错运动; c) 涂层形成了 FCC+BCC 的双相结构, 相比于单相结构, 双相结构有助于涂层硬度的提高。

2.4 高熵合金涂层的耐磨性能

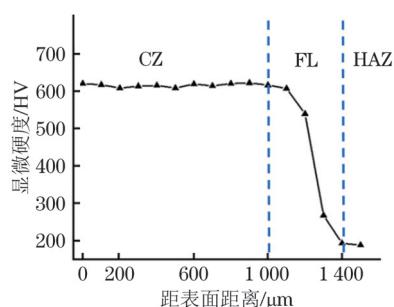
在相同工况条件下, NM400 钢的磨损质量损失为 62.8 mg, $\text{FeCoCrNiAl}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}$ 高熵合金涂层的质量

图 5 等离子熔覆 FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5}高熵合金涂层试样横截面的 OM 形貌Fig. 5 OM morphology of cross section of FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5} high entropy alloy coating sample by plasma cladding: (a) entire section; (b) bottom of coating; (c) middle of coating and (d) top of coating图 6 等离子熔覆 FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5}高熵合金涂层横截面 EDS 分析位置、线扫描结果及枝晶组织Fig. 6 EDS analysis positions (a) and line scanning results (b) and dendritic structure (c) on cross section of FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5} high entropy alloy coating by plasma cladding表 1 等离子熔覆 FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5}高熵合金涂层不同区域(见图 6)的 EDS 分析结果Table 1 EDS analysis results at different areas (shown in Fig. 6) of FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5} high entropy alloy coating by plasma cladding

区域	原子分数 / %					
	Fe	Co	Cr	Ni	Al	Ti
1	22.14	17.05	19.32	20.45	10.47	10.57
2	24.52	17.16	20.03	20.14	6.98	11.16
3	46.32	15.06	12.92	12.13	6.70	6.88
DR	23.82	21.75	24.59	19.01	2.87	7.95
ID	15.89	19.23	19.01	20.92	14.95	10.01

损失为 30.2 mg, 约为 NM400 钢的 48%。对比可见, FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5}高熵合金涂层表现出比 NM400 钢更优的耐磨性能。

由图 8 可见, FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5}高熵合金涂层的磨损表面沿着磨损方向形成一系列长而窄的犁沟, 犁沟深度较浅, 涂层磨损机制主要为磨粒磨损。

图 7 $\text{FeCoCrNiAl}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}$ 高熵合金涂层试样的截面显微硬度分布Fig. 7 Microhardness distribution on cross-section of $\text{FeCoCrNiAl}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}$ high entropy alloy coating sample

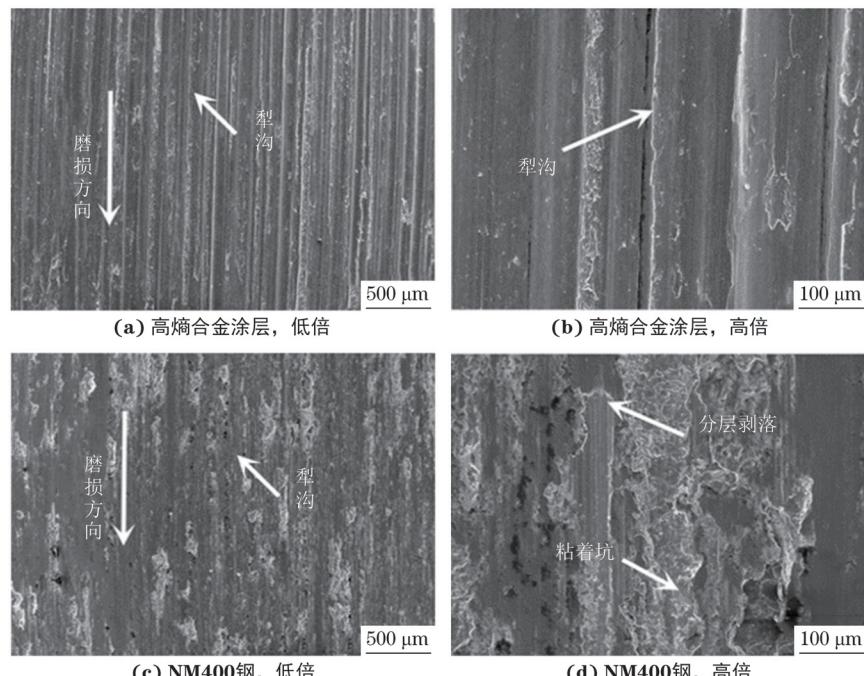
表面犁沟的出现主要是由于在磨损过程中, 对磨材料中的硬质颗粒在外加载荷作用下压入涂层表面, 并在与涂层表面点对点接触时发生了相对滑动^[27]。

NM400 钢表面存在大量撕裂的层片结构, 犁沟被层片结构覆盖, 大量层片发生剥落, 其主要磨损机制为黏着磨损。

3 结 论

(1) 采用机械合金化方法制备得到具有 BCC+FCC 双相固溶体的 $\text{FeCoCrNiAl}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}$ 高熵合金粉末, 粒径在 2~4 μm 。

(2) 等离子熔覆 $\text{FeCoCrNiAl}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}$ 高熵合金涂层具有以 FCC 相为主的 FCC+BCC 双相结构, 无明显孔隙、裂纹等缺陷, 与基体呈冶金结合, 从熔覆界面处向涂层表面依次形成了胞状晶→树枝晶→等轴晶的典型熔覆组织。

图 8 $\text{FeCoCrNiAl}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}$ 高熵合金涂层与 NM400 钢的磨损形貌Fig. 8 Wear morphology of $\text{FeCoCrNiAl}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}$ high entropy alloy coating (a-b) and NM400 steel (c-d):

(a, c) at low magnification and (b, d) at high magnification

(3) 等离子熔覆 $\text{FeCoCrNiAl}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}$ 高熵合金涂层的平均硬度约为 616.6 HV, 是 NM400 钢的 1.46 倍; 高熵合金涂层以磨粒磨损为主, 磨损质量损失约为 NM400 钢的 48%, 具有比 NM400 钢更好的耐磨性能。

参考文献:

- [1] 郭红, 刘英, 李卫. 挖掘机斗齿的磨损机制与选材研究 [J]. 材料导报, 2014, 28(7): 99-103.
GUO H, LIU Y, LI W. The investigation of wear mechanism and material selection of bucket teeth on

excavator [J]. Materials Review, 2014, 28(7): 99-103.

- [2] 胡元哲. 大型矿山挖掘机斗齿磨损失效分析与抗磨措施 [J]. 润滑与密封, 2006, 31(5): 165-167.
HU Y Z. Analysis on wear failure of bucket teeth of mine excavators and the anti-wear measures [J]. Lubrication Engineering, 2006, 31(5): 165-167.
- [3] 李炎粉, 崔华丽. 锻压工艺对挖掘机斗齿性能的影响研究 [J]. 热加工工艺, 2017, 46(1): 140-142.
LI Y F, CUI H L. Effect of forging process on performance of excavator bucket teeth [J]. Hot Working Technology, 2017, 46(1): 140-142.
- [4] 陶勇. 挖掘机铲齿材料选择及磨损研究 [J]. 铸造技术,

- 2017, 38(4): 802-804.
- TAO Y. Research on excavator tooth material selection and wear mechanism[J]. Foundry Technology, 2017, 38(4): 802-804.
- [5] 张津超, 石世宏, 龚燕琪, 等. 激光熔覆技术研究进展[J]. 表面技术, 2020, 49(10): 1-11.
- ZHANG J C, SHI S H, GONG Y Q, et al. Research progress of laser cladding technology[J]. Surface Technology, 2020, 49(10): 1-11.
- [6] 杜学芸, 许金宝, 宋健. 激光熔覆再制造技术研究现状及发展趋势[J]. 表面工程与再制造, 2020, 20(6): 18-22.
- DU X Y, XU J B, SONG J. Research status and development trend of laser cladding remanufacturing technology[J]. Surface Engineering & Remanufacturing, 2020, 20(6): 18-22.
- [7] 江吉彬, 练国富, 许明三. 激光熔覆技术研究现状及趋势[J]. 重庆理工大学学报(自然科学), 2015, 29(1): 27-36.
- JIANG J B, LIAN G F, XU M S. Research on status and trend of laser cladding[J]. Journal of Chongqing University of Technology (Natural Science), 2015, 29(1): 27-36.
- [8] 来佑彬, 杨波, 王冬阳, 等. 钴基合金等离子熔覆工艺研究与优化[J]. 表面技术, 2020, 49(6): 185-193.
- LAI Y B, YANG B, WANG D Y, et al. Plasma cladding process for Co-based alloy and its optimization[J]. Surface Technology, 2020, 49(6): 185-193.
- [9] YE Y F, WANG Q, LU J, et al. High-entropy alloy: Challenges and prospects[J]. Materials Today, 2016, 19(6): 349-362.
- [10] 王雪姣, 乔珺威, 吴玉程. 高熵合金: 面向聚变堆抗辐照损伤的新型候选材料[J]. 材料导报, 2020, 34(17): 17058-17066.
- WANG X J, QIAO J W, WU Y C. High entropy alloys: The new irradiation-resistant candidate materials towards the fusion reactors[J]. Materials Reports, 2020, 34(17): 17058-17066.
- [11] 周正. CoCr(Fe)Ni 基高熵合金的深过冷研究[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2018: 4-6.
- ZHOU Z. Study of the CoCr(Fe)Ni-based high-entropy alloys under supercooling[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2018: 4-6.
- [12] 韩志东. 含 Ti 高熵合金的结构与性能研究[D]. 北京: 清华大学, 2017: 1-4.
- HAN Z D. Research on the structures and properties of Ti-containing high entropy alloys[D]. Beijing: Tsinghua University, 2017: 1-4.
- [13] MISHRA R S, HARIDAS R S, AGRAWAL P. High entropy alloys: Tunability of deformation mechanisms through integration of compositional and microstructural domains[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 812: 141085.
- [14] 沙明红, 张伟华, 李雪, 等. 合金元素对高熵合金性能影响的研究现状[J]. 辽宁科技大学学报, 2020, 43(3): 161-166.
- SHA M H, ZHANG W H, LI X, et al. Effects of alloying elements on properties of high entropy alloys[J]. Journal of University of Science and Technology Liaoning, 2020, 43(3): 161-166.
- [15] 吴韬, 段佳伟, 陈小明, 等. 合金元素对激光熔覆高熵合金涂层影响的研究进展[J]. 材料导报, 2020, 34(增刊1): 413-419.
- WU T, DUAN J W, CHEN X M, et al. Research progress of the effect of alloying element on laser cladding high-entropy alloy coatings[J]. Materials Reports, 2020, 34(S1): 413-419.
- [16] 郑必举, 魏金宇, 蒋业华, 等. 激光熔覆 NiCoFeCrTi 高熵合金涂层及其耐磨性能研究[J]. 激光技术, 2016, 40(3): 432-435.
- ZHENG B J, WEI J Y, JIANG Y H, et al. Wear property of NiCoFeCrTi high entropy alloy coating by laser cladding[J]. Laser Technology, 2016, 40(3): 432-435.
- [17] 张丽. 激光熔覆 Al_xCoCrFeNiTi_{0.5} 高熵合金涂层的制备、结构及性质[D]. 鞍山: 辽宁科技大学, 2016.
- ZHANG L. Microstructure, properties and preparation of Al_xCoCrFeNiTi_{0.5} high-entropy alloy coating by laser cladding[D]. Anshan: University of Science and Technology Liaoning, 2016.
- [18] WANG X Y, LIU Q, HUANG Y B, et al. Effect of Ti content on the microstructure and corrosion resistance of CoCrFeNiTi_x high entropy alloys prepared by laser cladding[J]. Materials, 2020, 13(10): 2209.
- [19] 左润燕, 孙荣禄, 牛伟, 等. 激光熔覆 CoCrFeNiTi_x 高熵合金涂层的组织与性能[J]. 表面技术, 2022, 51(3): 363-370.
- ZUO R Y, SUN R L, NIU W, et al. Microstructure and properties of CoCrFeNiTi_x high entropy alloy coated by laser cladding[J]. Surface Technology, 2022, 51(3): 363-370.
- [20] 王虎, 王智慧. 等离子熔覆法制备 Al_xCoCrFeNi 高熵合金微观组织与性能研究[J]. 材料导报, 2018, 32(4): 589-592.
- WANG H, WANG Z H. Microstructure and properties of Al_xCoCrFeNi high-entropy alloys prepared by plasma cladding[J]. Materials Review, 2018, 32(4): 589-592.

- [21] 王昕阳, 刘谦, 任海滔, 等. 钛元素含量对 CoCrFeNiTi 高熵合金涂层硬度及耐磨性能的影响[J]. 表面技术, 2023, 52(1): 47-55.
- WANG X Y, LIU Q, REN H T, et al. Effects of Ti content on hardness and wear resistance of CoCrFeNiTi high-entropy alloy coatings[J]. Surface Technology, 2023, 52(1): 47-55.
- [22] SOARE V, BURADA M, CONSTANTIN I, et al. Electrochemical deposition and microstructural characterization of AlCrFeMnNi and AlCrCuFeMnNi high entropy alloy thin films[J]. Applied Surface Science, 2015, 358: 533-539.
- [23] 魏民, 万强, 李晓峰, 等. 熔覆电流对 FeCoCrNiMn 高熵合金涂层组织与性能的影响[J]. 表面技术, 2019, 48(6): 138-143.
- WEI M, WAN Q, LI X F, et al. Effect of cladding current on microstructure and properties of FeCoCrNiMn high entropy alloy coatings[J]. Surface Technology, 2019, 48(6): 138-143.
- [24] GUO S, NG C, LU J, et al. Effect of valence electron concentration on stability of FCC or BCC phase in high entropy alloys[J]. Journal of Applied Physics, 2011, 109(10): 103505.
- [25] SHU F Y, YANG B, DONG S Y, et al. Effects of Fe-to-Co ratio on microstructure and mechanical properties of laser cladded FeCoCrBNiSi high-entropy alloy coatings[J]. Applied Surface Science, 2018, 450: 538-544.
- [26] 范佳承, 刘宁, 周慧玲, 等. 激光熔覆 $\text{Al}_{0.1}\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金涂层的组织和性能[J]. 金属热处理, 2020, 45(12): 155-159.
- FAN J C, LIU N, ZHOU H L, et al. Microstructure and properties of $\text{Al}_{0.1}\text{CoCrFeNi}$ high entropy alloy coating fabricated by laser cladding[J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45(12): 155-159.
- [27] DU S M, ZHAO F, ZHANG Y Z. Friction and wear behavior of copper-graphite composite material in high-speed sliding with current[J]. Advanced Materials Research, 2012, 487: 411-415.

Microstructure and Wear Resistance of Plasma Cladding $\text{FeCoCrNiAl}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}$ High Entropy Alloy Coating

JIANG Chengcheng¹, SONG Qinglei², ZHANG Ping¹, LIU Xueqiang², SHEN Chengjin¹

(1. School of Materials Science and Physics, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, China;

2. Xuzhou BUT Construction Machinery Joint-Stock Co., Ltd., Xuzhou 221005, China)

Abstract: $\text{FeCoCrNiAl}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}$ high entropy alloy powder was prepared by mechanical alloying, and then high entropy alloy coating was prepared by plasma cladding. The microstructure of the high entropy alloy powder was studied after mechanical alloying, and the microstructure, hardness and wear resistance of the high entropy alloy coating were analyzed. The results show that the $\text{FeCoCrNiAl}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}$ high entropy alloy powder with two-phase solid solution structure of body-centered cubic and face-centered cubic structures was formed after mechanical alloying, and the particle size was 2–4 μm . The cladded entropy alloy coating still maintained the two-phase solid solution structure, and had no obvious pores, cracks and other defects. The typical cladding microstructure of cellular crystals \rightarrow dendritic crystals \rightarrow equiaxed crystals were formed from cladding interface to coating surface in the high entropy alloy coating in sequence. The average microhardness of the high entropy alloy coating was 616.6 HV, which was 1.46 times that of NM400 steel. Under the same wear conditions, the wear quality loss of the high entropy coating was 48% that of NM400 steel, and the wear mechanism was mainly abrasive wear; the high entropy coating had relatively excellent wear resistance.

Key words: plasma cladding; mechanical alloying; $\text{FeCoCrNiAl}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}$ high entropy alloy coating; wear resistance