

等离子熔覆高钒铁基合金涂层耐冲击磨料磨损的研究

李百奇¹, 汤文博¹, 王笑生²

(1. 郑州大学材料科学与工程学院, 河南郑州 450001; 2. 河南省煤科院耐磨技术有限公司, 河南郑州 450000)

摘要: 高钒铁基耐磨合金作为新一代耐磨材料, 已在轧辊等领域获得广泛应用。通过等离子粉末堆焊在Q235低碳钢板上熔覆高钒铁基耐磨合金(V8)涂层, 在MLD-10动载荷冲击磨料磨损试验机上测试了V8涂层在铸造石英砂磨料下的冲击磨料磨损性能, 冲击能量为1.0 J, 1.5 J, 2.0 J, 2.5 J, 3 J, 并与高锰钢(ZGMn13)进行对比。结果表明: 当冲击功为1J时, V8涂层的耐冲击磨料磨损性能是高锰钢的4.7倍。随着冲击功的增加, V8涂层与ZGMn13高锰钢之间的耐磨性差距大幅缩小。V8涂层微观组织形态为高硬度原位生成的团球状碳化钒弥散分布于强韧的板条状马氏体基体和网状共晶(Cr, Fe)₇C₃碳化物之间, 碳化钒硬质质点对基体割裂小, 涂层具有良好的强韧性匹配。V8涂层磨损机理以基体的显微切削和VC颗粒的脱落为主, 高锰钢磨损机理以微切削和塑性变形为主。

关键词: 等离子熔覆; 高钒铁基耐磨合金涂层; 冲击磨损; 磨损机理

对于在破碎、研磨和捣固过程中所服役的材料, 在使用过程中均需要承受一定的冲击磨损。这类材料会因承受来自物料的冲击磨损而损坏甚至失效, 造成其寿命很短。因此, 对于耐冲击磨料磨损新材料的开发使用已成为亟待解决的问题。高钒铁基耐磨合金作为新一代耐磨材料, 基于其优异的强韧性, 决定了其具有广泛的开发和应用前景, 已有研究表明, 用高钒铁基耐磨合金制造的轧辊的使用寿命可达高铬铸铁的3~5倍^[1-4]。此外, 现代工业对材料性能的要求已不是单一材料就能够满足的, 通过制备涂层的方法, 可以有效发挥出涂层和衬底材料各自的优点, 同时避免它们各自的局限性^[5]。等离子粉末堆焊被广泛应用于提高零件表面性能, 等离子粉末堆焊可以提供足够厚度的堆焊层, 并实现堆焊层与母材的冶金结合, 与其他铸造方法相比, 等离子粉末堆焊冷速更快, 凝固界面远远偏离平衡状态, 涂层组织更加细化, 具有典型的快速凝固特征^[6]。

近期对高钒铁基耐磨合金磨损性能的研究, 多集中于对其铸件的磨料磨损的研究上。但对高钒铁基耐磨合金涂层冲击磨损方面的研究很少。本文通过等离子粉末堆焊的方法在Q235低碳钢板上制备了高钒铁基耐磨合金耐磨涂层, 并与目前广泛使用的ZGMn13耐冲击磨损材料做对比, 研究了高钒铁基耐磨合金涂层在铸造石英砂磨料下的冲击磨料磨损性能, 对扩展高钒铁基耐磨合金涂层的应用范围提供参考。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料及焊接方法

试验选用优化后的合金成分, 经计算后, 将钒铁、高碳铬铁、硅铁、硼铁、锰铁、钼铁和生铁按特定比例进行混配; 再利用真空气雾化设备对混配的合金粉末进行雾化处理, 雾化处理过程中雾化气体和保护气体均为氩气(纯度99.99%), 真空度0.01 Pa, 雾化气体压力为3.5 MPa, 熔体温度为1 700 °C, 当过热温度达到150 °C时开始雾化, 得到试验所用的高钒铁基耐磨合金(V8)堆焊合金粉末(粉末粒径为

作者简介:

李百奇(1993-), 男, 硕士生, 主要研究方向等离子熔覆和激光熔覆技术。电话: 18595836508, E-mail: libaiqizzu@163.com

中图分类号: TG135+.6;
TG422

文献标识码: A
文章编号: 1001-4977(2022)
04-0409-06

收稿日期:

2021-03-22 收到初稿,
2021-07-30 收到修订稿。

80~150 μm)。试验所选用的对比材料为现代工业广泛应用的ZGMn13型高锰钢(1 050 $^{\circ}\text{C}$ 水韧处理)耐磨材料,高锰钢的组织形态为单相奥氏体。

高钒铁基耐磨合金和ZGMn13高锰钢的化学成分见表1。堆焊母材为Q235低碳钢板,焊前使用角向磨光机对堆焊母材进行去除油污和铁锈的处理,然后对Q235低碳钢堆焊母材进行预热,预热可防止堆焊层的开裂和脱落,预热温度300 $^{\circ}\text{C}$,预热时长为2 h;同时将V8堆焊合金粉末置于真空干燥炉中进行脱水干燥处理,干燥温度为150 $^{\circ}\text{C}$,干燥时长为1 h;使用粉末等离子堆焊机对高钒铁基耐磨合金粉末进行堆焊,得到高钒铁基耐磨合金堆焊层,优化后的焊接参数见表2。

1.2 冲击磨损试验

冲击磨损试验在MLD-10动载荷冲击磨料磨损试验机上测试,为了更好地模拟在实际应用中大颗粒磨料下苛刻的磨损条件,选用铸造石英砂作为本试验的磨料,磨料硬度为HV 980~1 280,磨料粒径为460~540 μm ,磨料显微形貌见图1。冲击磨料磨损试验机示意图及部分参数见图2。其中磨损试样尺寸为10 mm \times 10 mm \times 30 mm,石英砂磨料以265~298 g/min的流速流入磨损试样和下试样之间,磨损前后的试样均放入丙酮溶液中用超声波清洗仪进行清洗,然后使用精度为0.000 1 g的电子天平进行称重,得到磨损试样在磨损过程中的质量损失。取3次试验的平均值作为磨损失重的结果。耐磨性的计算方法为磨损失重倒数的1 000倍。

1.3 试验设备

等离子堆焊设备为LU-F400-D400全数字化控制多用型粉末等离子堆焊机。使用FEI-NOVA-NANO450场发射扫描电子显微镜观察涂层微观组织和磨损形貌。采用HXD-1000TMS/LCD型维氏硬度计对涂层硬度进行测量,使用JBW-300HC型冲击试验机对试样在室温

表1 试样的成分

Table 1 The compositions of the samples $w_B/\%$

试样	C	Si	B	Mn	Cr	V	Mo	Fe
V8	3.0	1.0	0.8	0.5	5.0	8	0.8	余量
ZGMn13	1.31	0.6	-	13.75	1.7	-	-	余量

表2 堆焊工艺参数

Table 2 Surfacing process parameters

项目	参数
熔覆电流/A	125
送粉速度/($\text{g} \cdot \text{min}^{-1}$)	30
离子气流量/($\text{L} \cdot \text{min}^{-1}$)	4
保护气流量/($\text{L} \cdot \text{min}^{-1}$)	3
送粉气流量/($\text{L} \cdot \text{min}^{-1}$)	3

下开V型缺口的冲击韧性进行测试,冲击韧性试样尺寸为10 mm \times 5 mm \times 55 mm,试样尺寸和取样示意图如图3所示。硬度和冲击韧性试验结果均为3次测试的平均值。并使用Rigaku Ultima IV型X射线衍射仪对涂层进行物相分析。

2 结果与讨论

2.1 涂层物相及显微组织分析

图4为V8涂层X射线衍射分析结果。可见,涂层主要由马氏体相、原位生成的VC相和(Cr, Fe) $_7\text{C}_3$ 相组成。

图5为V8涂层的SEM显微组织图片,可见V8涂层的显微组织形态为细小圆整的VC颗粒弥散分布于板条马氏体基体和网状共晶(Cr, Fe) $_7\text{C}_3$ 碳化物之间。通常基体的性能是决定材料耐磨性的关键因素,基体硬度越高,才能为增强相提供更加有力的支撑,硬质相才可以充分发挥它的高耐磨性的优势^[7-8]。对于铁基复合材料,从基体硬度的角度考虑:由于马氏体(HV500~1000) > 贝氏体(HV400~700) > 奥氏体(HV300~600) > 铁素体(HV70~200),因此多数高强

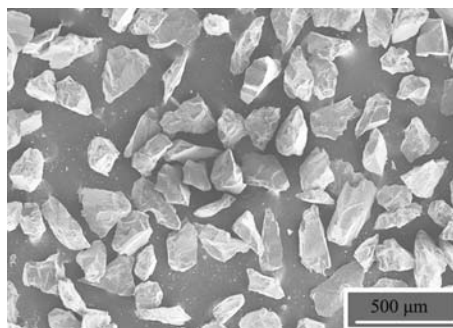


图1 铸造石英砂磨料SEM形貌

Fig. 1 SEM morphology of the quartz sand abrasive

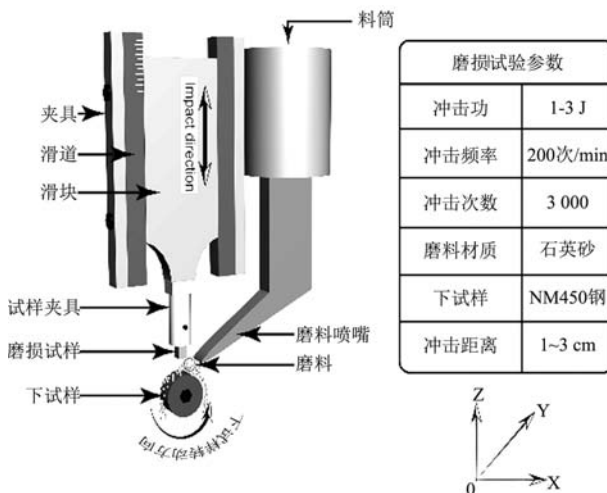


图2 冲击磨料磨损试验参数及示意图

Fig. 2 Impact abrasive wear test parameters and schematic diagram

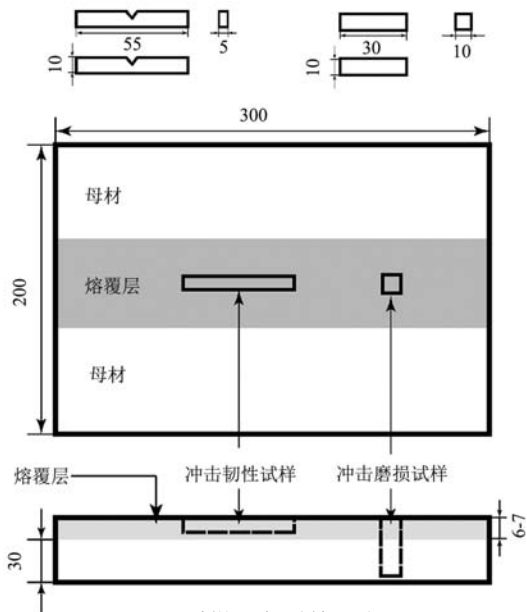


图3 试样尺寸及制备示意图

Fig. 3 Sample size and preparation diagram

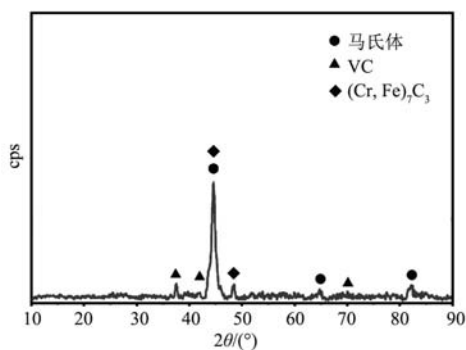


图4 V8涂层X射线衍射图谱

Fig. 4 X-ray diffraction pattern of the V8 coating

钢和超高强钢的基体为马氏体组织。板条马氏体的亚结构为高密度的位错，具有高强度和高韧性的特点，即能为硬质相提供有力的支撑作用，又可减少工件在冲击磨损过程中的开裂倾向。

参照Ogi提出的利用液相投影图（图6）描述Fe-5Cr-V-C合金的凝固过程，并结合堆焊层的微观组织（图5）和XRD图谱（图4），对V8涂层的凝固过程和平衡组织进行分析。

由图6可以看出，本试验所用合金成分点位于MC相区，即在结晶凝固过程中，初生相为MC碳化物。钒是较强的碳化物形成元素，其促进碳化物生成的能力比铬还要强，共晶转变前铁液中就已经出现细微碳化钒粒子，能够起到结晶核心的作用，从而细化晶粒^[10]。V和C不仅形成初生碳化物，还能形成二次碳化物，使基体中的含碳量降低，提高Ms点，在铸态下容易获得马氏体组织，并且硬度、韧性和耐磨性都有所提高^[11]。随着凝固的进行，初生MC碳化物被后析出的（ γ +MC）共晶组织包围。随着温度继续降低，

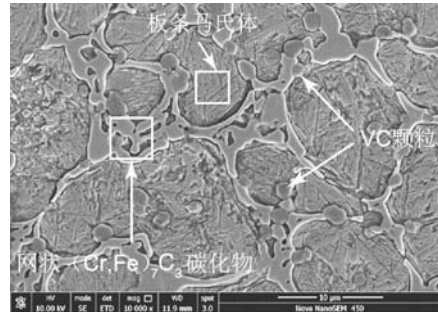


图5 V8涂层的SEM照片

Fig. 5 SEM micrograph of the V8 coating

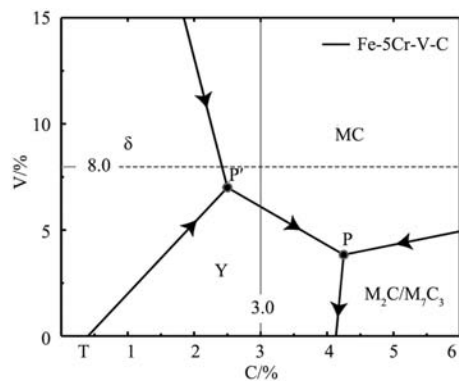
图6 Fe-5Cr-V-C合金液相投影图^[9]

Fig. 6 Fe-5Cr-V-C alloy liquid phase projection diagram

基体中多余的碳原子会与Cr和Fe发生反应生成 M_7C_3 碳化物。当合金成分达到P点时，发生三元共晶转变 $L \rightarrow (\gamma + VC + M_7C_3)$ 后，凝固过程结束。其中 M_7C_3 型碳化物以共晶的形式存在，未见块状 M_7C_3 型碳化物。随后在极大的冷速下，当温度T到达马氏体相变点（Ms）后，钢中奥氏体开始向马氏体转变。由于本试样所用合金成分Mo含量较少，因此未见 M_2C 型碳化物的生成。

2.2 材料性能及耐磨性

V8涂层和高锰钢的硬度和冲击韧性的测试结果见图7。可见，高钒铁基耐磨合金涂层硬度在HV 1 066.7~1 183.2之间，远高于高锰钢硬度HV 250~270。尽管高锰钢在冲击磨损过程中会产生明显的加工硬化现象，但其加工硬化幅度最高只能达到HV700左右^[12]，依然和石英砂磨料（HV980~1280）有着很大差异，且高锰钢内不含有硬质质点，因此高锰钢在磨损过程中难以有效阻止磨料的侵入和切削。

硬度和韧性是材料本身的属性，通常材料的硬度和韧性越高耐磨性就越好。对于颗粒增强铁基复合材料而言，细小的MC型碳化物分布均匀且紧密排列，磨料不能有效的侵入材料^[13-14]。此外，等离子粉末堆焊冷速较快，凝固界面远远偏离平衡状态，涂层组织更加细化，具有典型的快速凝固特征，可提高涂层材料的冲击韧性，从而表现出较高的强韧性和耐磨性。对于

钢铁材料而言,硬度和韧性是相互制约的两个性能指标,随着材料强度的提高,势必会造成材料韧性的降低^[15]。但通过等离子熔覆的方式制备的高钒铁基耐磨合金涂层,可综合发挥涂层材料高硬度和衬底材料高韧性的优势。

本次试验的冲击磨料磨损测试结果见图8。在以石英砂磨料的冲击磨损试验中,V8涂层在1J冲击能量下,V8涂层耐冲击磨损性能明显优于ZGMn13高锰钢,为ZGMn13型高锰钢的4.7倍。冲击功较低时,V8涂层马氏体基体和碳化钒颗粒均能有效阻止石英砂的压入和划伤,所以耐磨性较高。当冲击功逐渐增大时,在较大的冲击能量的瞬时作用下,碳化钒有更大的脱落的可能,在石英砂切应力的作用下,磨损表面将难以阻止石英砂的切入,耐磨性较低。因此,当冲击功为3.0 J时,V8涂层的耐磨性仅为ZGMn13的1.2倍。综上,在较低的冲击功作用下,高钒铁基耐磨涂层可以很好的抵抗磨料的切入,有着较为理想的耐冲击磨料磨损性能。在高冲击功的作用下,高钒铁基耐磨涂层的耐磨性急剧下降。ZGMn13在较低的冲击功作用下加工硬化现象不明显,当冲击功逐步增大时,ZGMn13的耐磨性呈现先增后减的趋势。总体来说:在

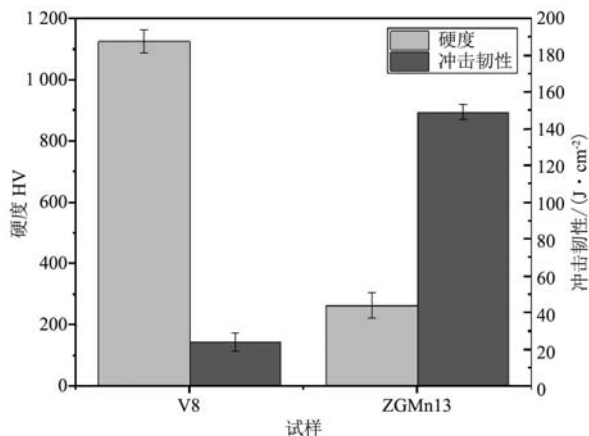


图7 试样的硬度和冲击韧性

Fig. 7 Hardnesses and wear resistances of the samples

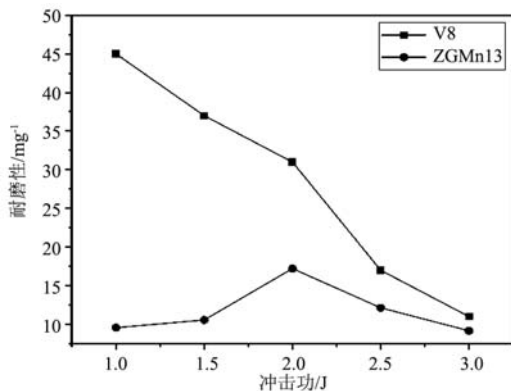


图8 冲击功对冲击磨损性能的影响

Fig. 8 Effects of impact energy on impact wear performance

1~3 J的冲击功范围内,V8涂层的耐冲击磨料磨损性能均优于ZGMn13。

2.3 磨损形貌分析

铁基复合材料可按照增强体的形态分为以下3类:连续性纤维、短纤维和颗粒。在冲击磨料磨损的工况下,对于颗粒增强铁基复合材料而言,由于增强颗粒自身高强度和高硬度的特点,在阴影效应下可有效保护基体,基体也对硬质颗粒起到支撑的作用^[16-19]。

由图9a可见,在1 J冲击功作用下,V8涂层磨损面存在较少剥落坑,试样的磨损表面没有发现粘着磨损的痕迹和较深的犁沟,这是由于高硬度的板条马氏体基体提高了合金的抗粘着磨损和抗切削磨损的能力。此外,网状共晶 M_7C_3 型碳化物在磨损过程中也会为磨料产生的压伤、犁沟和切削提供障碍,发挥耐磨骨架的作用。图9c为V8涂层在3 J冲击功作用下的磨损形貌。可以看出,在较高冲击功作用下,磨料对磨损表面的切削和侵入能力更强,部分基体被切削导致裸露破碎的碳化物失去基体的支撑而脱落,便会在磨损面形成更多的组织脱落坑。同样作为脆硬相的网状 M_7C_3 碳化物的脆性剥落以及马氏体基体的疲劳剥落也可能造成V8磨面表层材料的脱落。通过对比图9a和图9c可见,随着冲击功的增大,V8磨损面上的切削痕也变的更深更宽。但由于VC颗粒广泛存在于涂层,率先侵入基体的磨料无法在磨损表面造成显著的切削。因此,V8涂层磨损面整体上较为光整。可见V8涂层的组织有效抵抗了磨料的压入和切削,磨损表面形成的犁沟比ZGMn13要少且深度较浅,切削痕多为断续状。

图9b为ZGMn13在1 J冲击功下的磨损形貌,可见其磨损面被严重切削,同时产生一定程度的塑性变形,在磨损面留下较深较宽的犁沟和较长的切削痕,且磨损面上有石英砂磨料的嵌入。这是由于高锰钢的初始硬度很低,在低冲击功作用下,加工硬化现象不明显,在瞬时冲击载荷下,磨料被轻易压入高锰钢磨损表面,随后伴随下试样转动,在切应力的作用下高锰钢磨损面被显著切削,所以其在1 J冲击功作用下的耐磨性远不如V8涂层。随着冲击功的逐渐增大,磨料对ZGMn13试样表面的作用力增强,ZGMn13试样磨损表面组织硬化,ZGMn13在3 J冲击功作用下的磨损形貌如图9d所示。ZGMn13高锰钢在冲击磨料磨损过程中,磨损表层材料的去除机理以微切削和塑性变形为主。

在高应力磨损条件下,加工硬化会提高马氏体钢的硬度。马氏体的特点是:纯磨料磨损时会在表面产生脆性白色层,而冲击磨料磨损条件可能会导致形成绝热剪切带。有研究表明,表面白色层和绝热剪切带的微观结构特征都具有相似的未回火纳米马氏体结构,并且显著提高了硬度,导致韧性的下降,增加

马氏体钢在冲击磨损工况下的开裂倾向。VC和网状共晶 M_7C_3 型碳化物为脆硬相，在磨损过程中会率先产生裂纹，成为裂纹的来源，但V8涂层韧性较好的板条状马氏体基体，可有效阻止碳化物中的裂纹向基体中扩展。图10a和图10b分别为V8试样在1 J和3 J冲击功下磨损后亚表面的形貌。可见，V8涂层在1 J和3 J冲击功的作用下磨损亚表面均出现了白亮色的绝热剪切带，但其亚表面未观察到宏观裂纹的产生和微观裂纹的扩展，表明V8涂层在1~3 J冲击功范围内具有良好的抵抗裂纹扩展的能力。

3 结论

(1) 通过等离子粉末堆焊原位合成的高钒铁基耐

磨合金(V8)涂层，显微组织为细小圆整的VC颗粒弥散分布于板条马氏体基体和网状共晶 $(Cr, Fe)_7C_3$ 碳化物之间，晶粒均匀细小。涂层硬度为HV 1 124.8左右，冲击韧性为 $24.1 J/cm^2$ ，具有良好的强韧性匹配。

(2) 以铸造石英砂为磨料，在冲击功为1J时，等离子堆焊高钒铁基耐磨合金涂层(V8)的耐磨性是ZGMn13高锰钢的4.7倍。在高冲击功作用下，高钒铁基耐磨合金涂层与ZGMn13高锰钢相比，优势明显减小。

(3) 本试验条件下，高钒铁基耐磨合金涂层冲击磨损试验过程中，磨损表层材料的去除机理以基体的显微切削和VC颗粒的脱落为主。高锰钢在冲击磨料磨损过程中，磨损表层材料的去除机理以微切削和塑性变形为主。

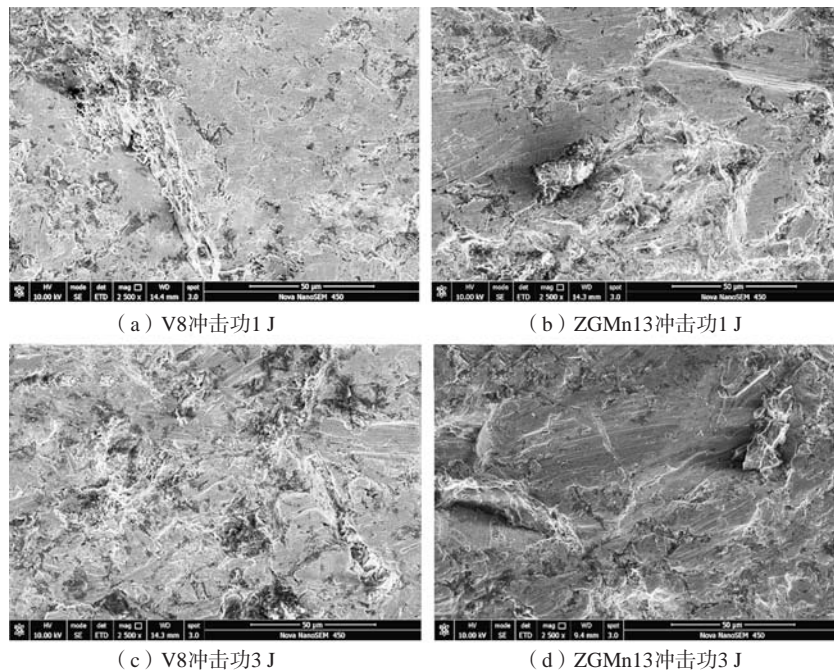


图9 试样磨损表面的SEM形貌

Fig. 9 SEM micrographs of the worn surfaces of the samples

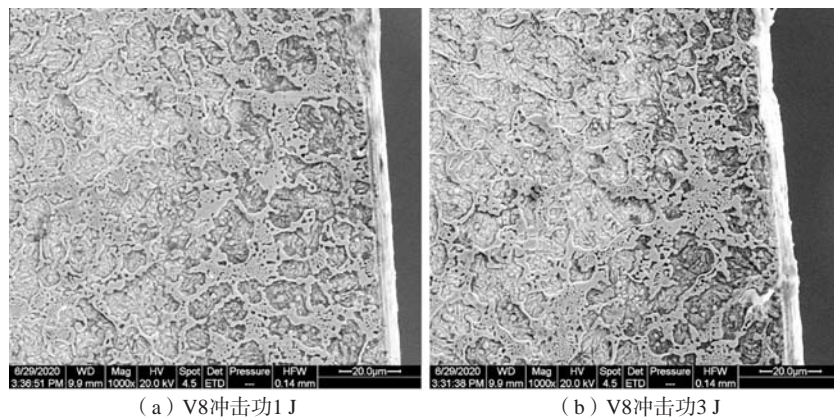


图10 V8涂层磨损亚表面SEM形貌

Fig. 10 SEM micrographs of the worn sub-surfaces of the V8 coating

参考文献:

- [1] SANO Y, HATTORI T, HAGA M. Characteristics of high carbon high speed steel rolls for hot strip mill [J]. ISIJ International, 1992, 32 (11): 1194-1201.
- [2] 宫开令, 张欣. 离心复合高速钢轧辊的生产方法[P].中国专利, CN1179268A, 1997, 7.
- [3] 符寒光. 国外高速钢复合轧辊研究的进展 [J]. 铸造, 1999 (2): 44-47.
- [4] 魏世忠, 龙锐. 高钒高耐磨合金锤头的研制及使用 [J]. 水泥, 2001, (8): 31-33.
- [5] 宋贵宏, 杜昊, 贺春林. 硬质与超硬涂层—结构、性能、制备与表征 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2007.
- [6] 陈颢, 李慧琪, 羊建高, 等. 离子束表面冶金强化硬面材料设计、制备及性能 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2017.
- [7] TABRETT C P, SARE I R. The effect of heat treatment on the abrasion resistance of alloy white irons [J]. Wear, 1997, 203-204: 206-219.
- [8] SARE I R, ARNOLD BK, DUNLOP GA, et al. Repeated impact-abrasion testing of alloy white cast irons [J]. Wear, 1993, 162-164: 790-801.
- [9] HWANG K C, LEE H C. Effects of alloying elements on microstructure and fracture properties of cast high speed steel rolls part I: Microstructural analysis [J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 254: 282-295.
- [10] 李华基, 洪观镇, 胡慧芳. 钒钛蠕墨铸铁的特点及其应用前景 [J]. 热加工工艺, 2010, 39 (19): 35-39.
- [11] 子澍. 含钒高铬白口铸铁的结晶特点及钒对合金显微组织的影响 [J]. 铸造, 2006, 55 (2): 185-187.
- [12] FABERT Jr H A. Manganese steels in crushing and grinding service, symposium: Materials for the mining industry [J]. Vail, Colorado, 1974, 7 (30, 31): 163-166.
- [13] 张伟强. 原位生成铁基表面NbC复合材料的组织及纳米压痕和划痕试验研究 [D]. 西安: 西安理工大学, 2015.
- [14] 徐流杰, 魏世忠, 韩明儒, 等. 高钒铁基耐磨合金的组织与性能 [M]. 北京: 科学出版社, 2010.
- [15] 张宁. WC颗粒增强钢基复合材料的组织及性能研究 [D]. 徐州: 中国矿业大学, 2015.
- [16] 王金辉, 金培鹏, 马国俊, 等. 硼酸镁晶须增强镁基复合材料+高温蠕变性能 [J]. 热加工工艺, 2010, 39 (8): 86-89.
- [17] 于化顺. 金属基复合材料及其制备技术 [J]. 机械制造, 2006 (12): 32-39.
- [18] LIU Y B, LIM S C, LU L, et al. Recent development in the fabrication of metal matrix-particulate composites using powder metallurgy techniques [J]. Journal of Materials Science, 1994, 29 (8): 1999-2007.
- [19] 徐维义, 梁永红, 左志超, 等. 冲击磨损工况下铁基耐磨材料的现状及发展 [J]. 精密成形工程, 2019, 11 (5) 155-160.

Research on Impact Abrasive Wear Resistance of Plasma Cladding High Vanadium Iron-Based Alloy Coating

LI Bai-qi¹, TANG Wen-bo¹, WANG Xiao-sheng²

(1. School of Materials Science and Engineering, Zhengzhou University, Zhengzhou 450001, Henan, China; 2. Henan Academy of Coal Research and Wear Technology Co., Ltd., Zhengzhou 450000, Henan, China)

Abstract:

As a new generation of wear-resistant materials, high vanadium iron-based wear-resistant alloy has been widely used in rolls and other fields. Cladding high vanadium iron-based wear-resistant alloy (V8) coating on Q235 low carbon steel plate by plasma powder surfacing, the impact abrasive wear performance of the V8 coating under the cast quartz sand abrasive was tested on the MLD-10 dynamic load impact abrasive wear tester. The impact energies were respectively 1.0 J, 1.5 J, 2.0 J, 2.5 J, 3 J, and compared with the high manganese steel (ZGMn13). The results showed that when the impact energy was 1 J, the impact abrasive wear resistance of the V8 coating was 4.7 times higher than that of the ZGMn13. With the increase of the impact energy, the wear resistance gap between the V8 coating and ZGMn13 high manganese steel was greatly reduced. Its microstructure was a spherical vanadium carbide formed in situ with high hardness and dispersed in the martensite matrix and net-like eutectic (Cr, Fe)₇C₃ carbide. The vanadium carbide hard points had little splitting of the substrate, and the coating had good strength and toughness matching. The wear mechanism of the V8 coating was mainly micro-cutting of the substrate and the shedding of VC particles, and the wear mechanism of the high manganese steel was mainly micro-cutting and plastic deformation.

Key words:

plasma cladding; high vanadium iron-based wear-resistant alloy coating; impact wear; wear mechanism