

磁悬浮列车闸片用硬质涂层的相结构及其性能研究

秦松^{1,2}, 梁潇^{3,4}, 王振新^{1,2}, 周建桥^{1,2}, 严淑群^{1,2}, 夏光明^{1,2}, 闵小兵^{1,2}

- (1. 湖南省冶金材料研究院有限公司, 湖南长沙 410129;
2. 湖南省先进涂层工程技术研究中心, 湖南长沙 410129;
3. 湖南省磁浮技术研究中心有限公司, 湖南长沙 410000;
4. 长沙理工大学 交通运输工程学院, 湖南长沙 410004)

摘要: 为改善磁悬浮列车闸片的制动性能, 延长使用寿命同时降低生产成本。采用超音速喷涂工艺, 在磁浮列车制动用闸片基体表面分别制备了 WC-12Co 和 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25\text{NiCr}$ 两种硬质涂层。硬质涂层的性能不仅与硬质相晶粒的大小有关, 而且还与相组成及相转变密切相关。本研究利用扫描电子显微镜 (SEM)、氧氮分析仪、万能试验机和显微硬度计等测试表征方法, 分别对涂层的显微组织、氧化物含量、结合强度和显微硬度等结构和力学性能进行分析探究。从热力学的角度出发, 对涂层中碳化物的生长条件及相变过程进行了讨论。结果显示, 在本工艺参数条件下, 超音速喷涂制备的 WC-12Co 和 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25\text{NiCr}$ 硬质涂层显微组织致密, 孔隙率小于 1%, 涂层中的氧含量分别为 0.78% 和 1.25%, 平均结合强度分别为 75.2 MPa 和 73.8 MPa, 平均显微硬度分别为 1355.8HV₁ 和 1160.5HV₁。因此, 通过材料设计的热力学分析, 优化喷涂工艺, 有利于高性能硬质陶瓷涂层的研制。

关键词: 磁悬浮列车; 闸片; 超音速喷涂; WC-12Co; $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25\text{NiCr}$; 硬质涂层

中图分类号: TG174.4 文献标识码: A 文章编号: 1674-7127 (2018) 12-0006-07

DOI 10.3969/j.issn.1674-7127.2018.04.006

Investigation on Phase Structure and Properties of Hard Coatings Used in Maglev Train Brake Shoes

QIN Song^{1,2}, LIANG Xiao^{3,4}, WANG Zhenxin^{1,2}, ZHOU Jianqiao^{1,2},
YAN Shuqun^{1,2}, XIA Guangming^{1,2}, MIN Xiaobin^{1,2}

(1. Hunan Research Institute of Metallurgy and Materials Co., Ltd., Hunan Changsha 410129;

2. Hunan Advanced Coating Engineering Technology Research Center, Hunan Changsha 410129;

3. Hunan Maglev Technology Research Center Co., Ltd., Hunan Changsha 410000;

4. Changsha University of Science and Technology School of Transportation Engineering, Hunan Changsha 410004)

Abstract: In order to improve the braking performance of maglev train brake shoes, and prolong the service life and reduce the production cost at the same time. The WC-12Co and $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25\text{NiCr}$ hard ceramic coatings were prepared on the brake shoes substrate of maglev train by means of supersonic flame spraying. The performance of hard coating is not only related to the size of hard phase grain, but also closely related to phase composition and phase transformation. The microstructure, oxygen content, bonding strength and microhardness of the coatings were characterized and analyzed by means of scanning electron microscopy (SEM), oxygen-nitrogen analyzer, computer controlled hydraulic universal testing machine and microhardness tester, respectively. The

通讯作者: 秦松 (1988-), 男, 硕士, 工程师, qinsong525@126.com

基金项目: 中央引导地方科技发展专项基金 (2017CT5020), 湖南省战略性新兴产业与新型工业化专项基金 (湘磁研合同【2017】09 号)

results show that the microstructure of WC-12Co and Cr_3C_2 -25NiCr coatings prepared by supersonic spraying is compact, with the porosity of 1% and the oxygen content of 0.78% and 1.25%, respectively. The average bonding strength were 75.2 MPa and 73.8 MPa, respectively, and the average microhardness were 1355.8 HV_1 and 1160.5 HV_1 , respectively. Therefore, through thermodynamic analysis of material design and optimization of spraying technology, it is beneficial to the development of high performance hard ceramic coating.

Key words: Maglev train, brake shoes, HVOF, WC-12Co, Cr_3C_2 -25NiCr, hard coating

0 引言

磁浮列车系统因其独特的非接触式结构, 具有噪音低、安全舒适、爬坡能力强等显著优势, 相较于普通轮轨交通其拆迁成本少、建设周期短、建造和运营成本低, 特别适用于人口稠密地区 and 环境影响敏感地区的轨道交通联络, 能够显著推进我国城镇化的快速发展, 具有广阔的应用前景。

安全性是评价磁悬浮列车系统优劣的关键因素, 制动系统是保障磁浮列车稳定运行的关键部件之一, 而磁浮列车闸片的制动性能直接关系到制动系统的稳定性和可靠性, 进而影响磁浮列车运行的平稳舒适性^[1,2]。磁浮列车的制动方式主要有电磁和机械制动, 机械制动系统通常是在列车泊车定位和电磁制动系统失灵时投入使用, 制动时通过闸片夹紧钢轨, 以增加二者间的摩擦阻力来达到减速的目的。制动材料采用 Cu 基和 C/C 摩擦材料, Cu 基材料硬度低且耐磨性差, C/C 复合材料虽然弹性模量高、热传导及耐热性好, 但是目前碳纤维产量小、价格昂贵, 且其摩擦磨损性能随工况条件影响波动较大。因此, 开发设计性能可靠的磁浮列车用闸片材料, 对于提高制动性能和降低成本具有重要的现实意义^[3]。

鉴于此, 本研究工作借助超音速火焰喷涂技术, 在 Cu 基闸片表面分别制备了 WC-12Co 和

Cr_3C_2 -25NiCr 硬质涂层, 并分析和测试了涂层的物相组成、结构和力学性能, 从材料设计的热力学角度出发分析硬质涂层组织结构演变, 以期提高 Cu 基闸片材料的力学性能、降低生产成本和延长使用寿命, 为湖南省即将开建的时速 160 km/h 中速磁浮轨道交通提供必要的实验数据和理论基础。

1 实验

1.1 实验材料

喷涂材料选用美国普莱克斯 (Praxair) 公司用烧结团聚法研制的 WC-12Co (WC-727/1342VF) 和 Cr_3C_2 -25NiCr (CRC-300/1375VF) 粉末, 粒度范围均为: +16~-45 μm 。粉末颗粒的球形度高且大小均一、流动性能好和颗粒表面粗糙多孔, 这种结构的粉末颗粒有利于制备光滑涂层。基体材料选用 Cu 基闸片材料, 尺寸为 130 mm×40 mm×6 mm。

1.2 涂层制备

为获得高结合强度的涂层, 首先对待喷表面进行预先处理, 用丙酮清洗待喷表面残留的油污, 并对试样四周进行倒角处理。选用碳化硅磨料对基体待喷表面进行喷砂粗糙化处理。基体经粗化处理后, 采用 JP8000 喷涂系统在基体待喷表面分别制备了 3 组 WC-12Co 和 3 组 Cr_3C_2 -25NiCr 涂层, 选用航油作为喷涂燃料, O_2 为喷涂助燃气, 送粉

表 1 HVOF 制备 WC-12Co 和 Cr_3C_2 -25NiCr 涂层工艺参数

Table 1 Main spray parameters of WC-12Co and Cr_3C_2 -25NiCr coatings prepared by HVOF

进刀量 (mm)	工艺参数			
	煤油流量 /GPH	O_2 流量 /SCFH	送粉速度 / $\text{g}\cdot\text{min}^{-1}$	喷涂距离 /mm
WC-12Co	6.0	1850	75	380
Cr_3C_2 -25NiCr	6.2	2000	80	350

气选用 N_2 。为保证涂层厚度均匀一致,制备高品质涂层,采用 ABB 机器人系统进行辅助喷涂,本实验条件下喷枪的移动速度设定为 500mm/s,步距设定为 5mm。喷涂时需控制基体的温度不至于升高过快,采用冷却水和间歇停枪的方式冷却基体。表 1 为优化后的喷涂工艺参数。

1.3 性能测试与表征

1.3.1 显微结构与成分分析

采用 JSM-6490LV/JEOL 型扫描电镜观察分析了制备涂层的显微结构和形貌;利用“灰度法”测定所制备的涂层的孔隙率,即选取表面 10 个视场中孔隙所占百分比的测定均值作为孔隙率;涂层中 O 元素的相对含量采用 ON-3000 型分析仪进行测定。

1.3.2 结合强度测试

依据 GB/T 8642-2002《热喷涂层结合强度测定》及其相关标准,涂层结合强度的测试采用 WDW-E200 型电子试验机,速度为 3 mm/min,取 3 个试样结合强度的测定均值为最终值。

1.3.3 显微硬度测试

依据 GB/T 4340.1-2009《金属材料维氏硬度试验》及其相关规范,涂层试样经镶嵌、打磨和抛光后,借助 TMVS-1 型硬度计进行测定。试验所加载荷为 3 N,加载时间 10 s。在每个样品表面选取 5 个点并测定其硬度,结果取其测定均值。

2 结果与分析

2.1 涂层显微组织结构

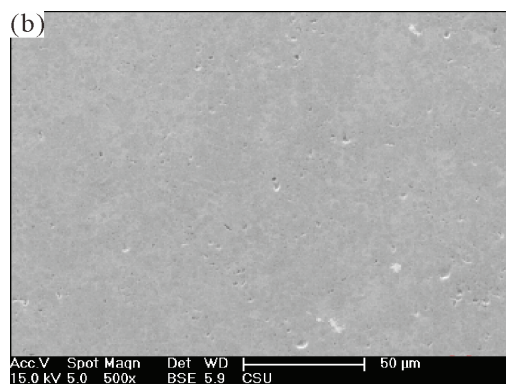
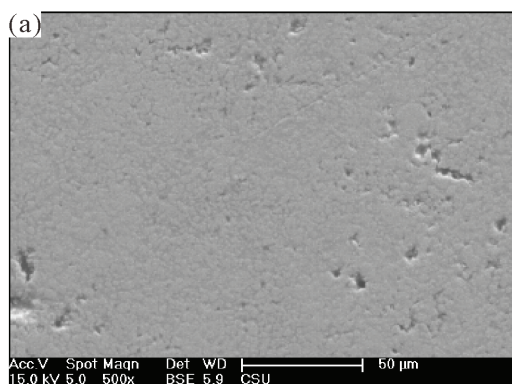


图 1 WC-12Co 和 Cr_3C_2 -25NiCr 涂层的显微形貌:

(a) WC-12Co; (b) Cr_3C_2 -25NiCr

Fig.1 Micro-morphology of the coatings:

(a) WC-12Co; (b) Cr_3C_2 -25NiCr

图 1 给出了 WC-12Co 和 Cr_3C_2 -25NiCr 涂层的显微形貌,不难看出,二者具有相似的多孔微结构。超音速喷涂涂层有着层状结构,这是由于高速熔融或半熔融的粒子在基体表面堆积而成,涂层结构致密。图 1(a)所示的 WC-12Co 涂层中,WC 粒子呈不规则形状分布于组织内部,金属粘结相部分或全部熔融分布在 WC 颗粒周围,由于超音速喷涂时熔融粘结相的急速冷却 (106-107 K/s),使得粘结相呈非晶态贯穿于 WC 颗粒之间。WC 颗粒的四周和粘结相内部含有部分亮白色的物相,通过前述的模拟计算分析可知,这是由于 WC 喷涂过程中发生了脱碳反应,生成了 W_2C 相^[4-6]。由于超音速喷涂焰流速度极快 (>1500 m/s),WC 粒子以极高的速度撞击基体表面,从而在 WC 颗粒内部形成很多位错^[7],这些位错将作为 W_2C 的形核中心,由此便促进了 W_2C 相在 WC 颗粒的边界进行形核和长大。就图 1(b)所示的 Cr_3C_2 -25NiCr 涂层而言,基体粘结相 NiCr 呈非晶态包裹在硬质相 Cr_3C_2 颗粒周围。粉末颗粒经加速撞击基体并在基体表面呈薄饼状摊平,这是由于超音速喷涂时,粉末颗粒在焰流中加热熔融和变形,提高了粒子填充空隙的能力,同时增强了颗粒间的相互咬合,这样制备的涂层组织结构致密,结合强度高。涂层的孔隙率是反映涂层质量优劣的因素之一,因为其影响着涂层的许多

力学性能。与电弧、等离子、火焰和爆炸喷涂相比,超音速喷涂具有更高的粒子冲击速度,这也是涂层孔隙率低的原因所在。采用灰度法测定了二者的孔隙率,均小于 $<1\%$,经氧氮分析测定了WC-12Co和 Cr_3C_2 -25NiCr涂层的氧含量,分别为 0.78% 和 1.25% 。这可能与喷涂系统采用的液体燃料有关,液体燃料系统相比气体燃料系统,制备的涂层结构更加致密^[8]。

2.2 热稳定性

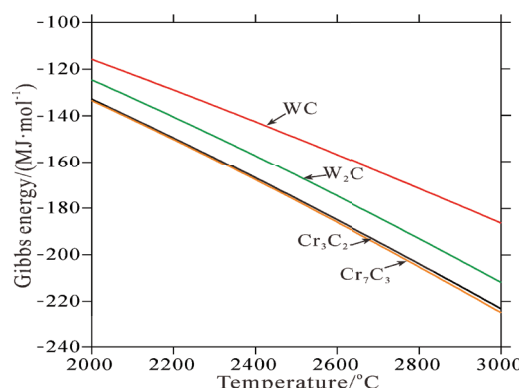


图2 WC-12Co和 Cr_3C_2 -25NiCr涂层中相的吉布斯自由能

Fig.2 Calculated Gibbs free energies of phases in WC-12Co and Cr_3C_2 -25NiCr coatings

图2中给出了用Thermal-Calc软件计算的WC-12Co和 Cr_3C_2 -25NiCr涂层中各个物相的吉布斯自由能曲线。从图中可以看出,在2000-3000℃范围内,Wc相的热稳定性低于 W_2C ,当温度高于2200℃时,碳化铬化合物的相对热稳定性顺序依次为: $\text{Cr}_7\text{C}_3 > \text{Cr}_3\text{C}_2$ 。超音速火焰喷涂过程中,焰流温度超过2700℃,基于上述计算结果可以得知: W_2C , Cr_7C_3 相比WC和 Cr_3C_2 相更稳定,这也就是WC和 Cr_3C_2 相发生脱碳反应的驱动力,即WC-12Co和 Cr_3C_2 -25NiCr涂层制备过程中会发生如下化学反应^[9,10]:



上述反应表明在热力学条件方面,WC向 W_2C , Cr_3C_2 向 Cr_7C_3 碳化物的脱碳转变是可行的,即超音速喷涂过程中不可避免地会发生碳化物的分解,这也与实验结果^[11,12]观察相一致。

2.3 涂层的相变分析

超音速喷涂制备硬质涂层的性能不仅与硬质相(WC和 Cr_3C_2)的晶粒大小有关,还在很大程度上取决于涂层中的相组成、显微组织结构及其形态,下面将对WC-12Co和 Cr_3C_2 -25NiCr体系分别加以说明。

2.3.1 C-Co-W系

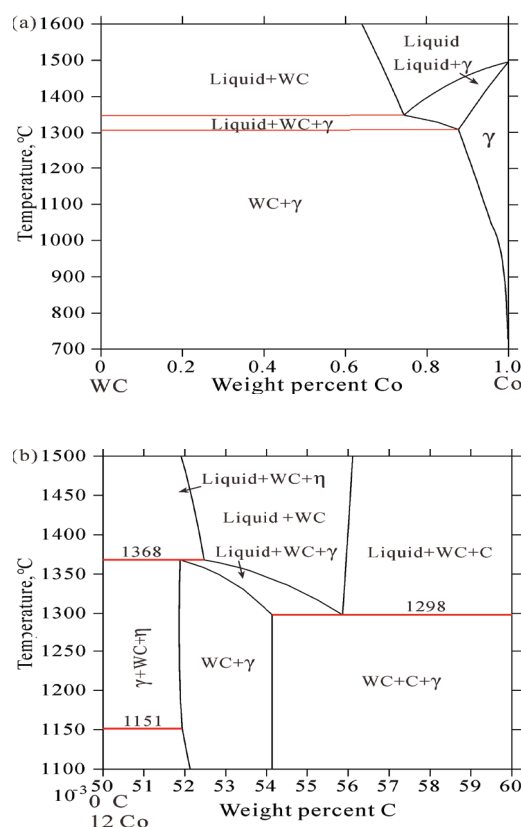


图3 C-Co-W体系的垂直截面:

(a) WC-Co 垂直截面; (b) WC-12Co 垂直截面

Fig.3 Vertical section of C-Co-W system: (a) WC-Co vertical section; (b) WC-12Co vertical section

图3给出了C-Co-W体系的垂直截面图,图3(a)给出了WC-Co的垂直截面,以Co含量为20 wt.%的合金为例,在共晶液相出现之前($T < 1310^\circ\text{C}$),WC在 γ 相(Co基固溶体)中的溶解度随着温度的升高而增大,当温度达到1400℃时,合金主要由液相和WC相组成。冷却时,WC首先从液相中析出,在低于共晶温度下形成WC+ γ 两相结构, γ 相是粘结相,对合金涂层的力

如图 4(a) 所示的 1275 °C 时的 C-Co-W 等温截面, 存在一个 WC+ γ 的两相区, 两相区一侧的富 C 方为 WC+ γ +C 三相区和 γ +C 两相区, 另一侧的贫 C 方为 WC+ γ +M₆C 三相区。当 C 含量处于 WC+ γ 两相区时 (如 WC-12Co), 组织中才不会有第三相出现, 如图 4(b) 所示的涂层中相组织分数与温度的关系, 最终得到的相组织结构为 WC+ γ 两相。而在实际喷涂过程中, WC-Co 涂层中并非只由 WC+ γ 两相组成。由图 2 所示的自由能曲线分析可知, 超音速火焰喷涂时焰流温度超过 2700 °C, WC 颗粒在高速飞行过程中加热并发生脱碳反应, WC 相部分分解为 W₂C 相, 这时熔点较低的 Co 粘结相开始熔化, 熔融的 Co 粘结相包覆在 WC 颗粒周围并向内部扩散, 并与 WC 颗粒发生反应: $3\text{Co}+3\text{WC}+\text{O}_2 \rightarrow \text{Co}_3\text{W}_3\text{C}+2\text{Co}$, 生成 η 型 Co₃W₃C 硬脆相^[13]。由 3(b) 所示的垂直截面可知, 随着 C 含量的减小, 成分偏向贫 C 区。在 1368 °C 时, 液相会发生包共晶反应, 即: $\text{liquid}+\eta \rightarrow \text{WC}+\gamma$ 。由于超音速喷涂所具备的喷涂温度低和飞行速度极快的特点, 包共晶反应并不能完全进行, 这样急速冷却的涂层中必然含有非晶态的 η 相, 这也就是涂层衍射曲线存在宽化现象的原因所在, 与实验结果^[11,13-19] 相一致。此外, 由于超音速火焰喷涂时粉末在喷枪燃烧室停留的

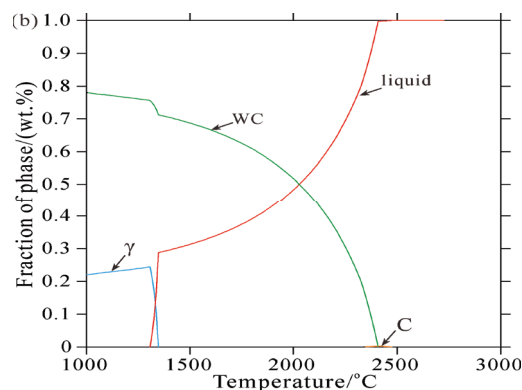
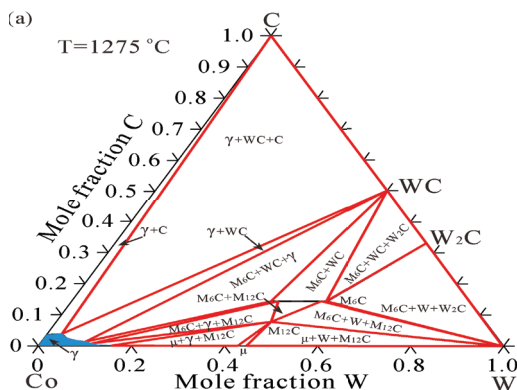


Fig.4 C-Co-W system : (a) isothermal section at 1150 °C ; (b) phases fraction

2.3.2 C-Cr-Ni 系

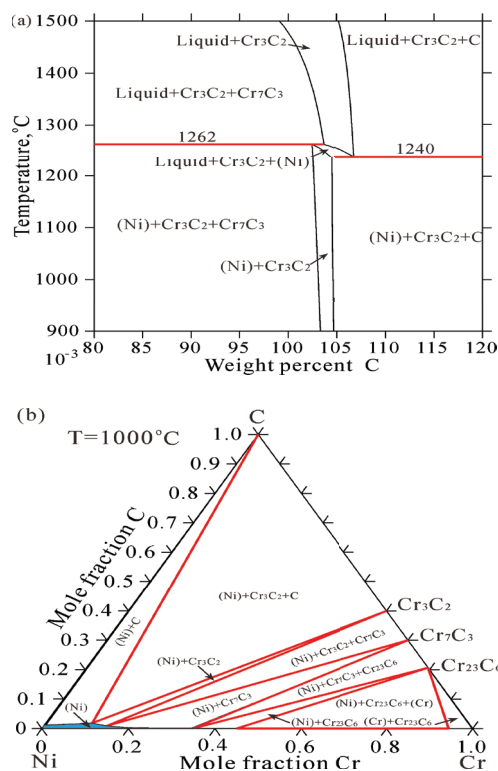


Fig.5 Section of C-Cr-Ni system : (a) Cr_3C_2 -NiCr vertical section ; (b) isothermal section at 1000 °C

图5分别给出了C-Cr-Ni体系的垂直截面和等温截面,由图5(a)所示的垂直截面可知,C含量对(Ni)+Cr₃C₂两相区有着重要影响,其中(Ni)为Ni基固溶体,过低或过量C的存在会在涂层中形成低碳碳化物或石墨,会对涂层的力学性能造成一定的影响,通常喷涂粉末中C含量控制在10.3 wt.%左右,这样能够保证合金组织处于(Ni)+Cr₃C₂两相区。图5(b)所示的等温截面可知,在(Ni)+Cr₃C₂两相区一侧的富C方为(Ni)+Cr₃C₂+C三相区,一侧的贫C方为(Ni)+Cr₃C₂+Cr₇C₃三相区,只有当C含量处于(Ni)+Cr₃C₂两相区时,组织中才不会有第三相出现,而在实际喷涂过程中,由图2所示的自由能曲线可知,Cr₃C₂颗粒在高速飞行过程中加热并发生脱碳反应,此时合金成分偏向于贫碳区:(Ni)+Cr₃C₂+Cr₇C₃。由图5(a)所示,以C含量为10 wt.%的合金为例,在1262℃时存在一包共晶反应,即liquid+Cr₇C₃→Cr₃C₂+(Ni),由于热喷涂急速冷却的特点,包共晶反应不能完全进行,这样残留的Cr₇C₃相便被保存下来。图6(a)给出了该成分合金的相组织分数,即该成分的合金涂层所得到的最终组织为(Ni),Cr₃C₂和Cr₇C₃三相,这与实验结果^[20-23]相一致。图6(b)为Gulliver-Scheil非平衡凝固和平衡凝固条件下模拟计算得到的该成分合金的凝固曲线,除了C相的差异外,模拟结果相一致,产生这种差异的原因在于,由于急速冷却,液相在反应D点时也已冷却凝固,因而E点反应实际无法进行。

2.4 涂层物理性能

2.4.1 结合强度

结合强度是热喷涂层的一个重要考核指标,因为它与涂层的使用寿命直接相关。表2给出了超音速喷涂碳化物涂层的结合强度,不难看出,WC-12Co和Cr₃C₂-25NiCr涂层的平均结合强度

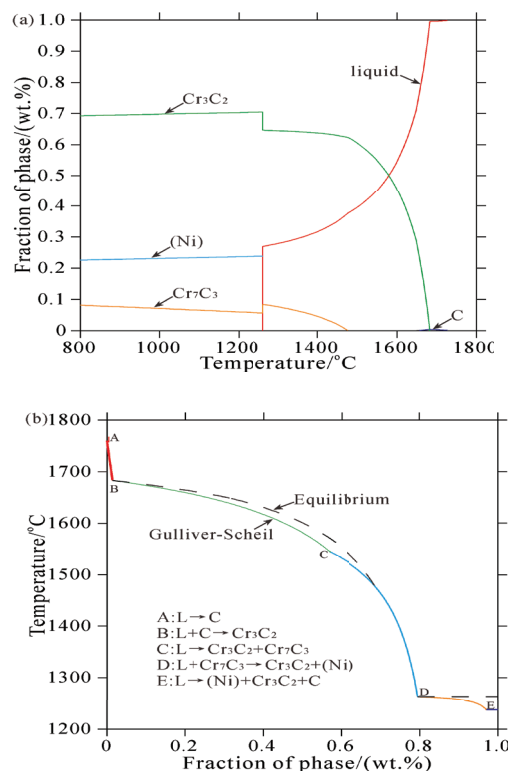


图6 Cr₃C₂-25NiCr 成分涂层:

(a) 相分数; (b) 凝固曲线

Fig.6 Cr₃C₂-25NiCr coating:

(a) phase fraction; (b) solidification curve

都达到70 MPa以上,分别为75.2 MPa和73.8 MPa。由于热喷涂层与基体间的结合以机械咬合为主,即通过熔融或半熔融的粒子与凹凸不平的基体表面间的相互咬合来实现的,因而结合强度大小与基体表面粗糙程度、焰流速度和焰流温度有关。由动能定理可知, $mv=ft$,粒子的飞行速度越快,冲量越大,粒子与基体的冲击力越大,粒子更易于嵌合于基体表面的凹陷处,使得基体与涂层间的结合性能得到极大提高。超音速火焰喷涂低温高速的特点,因而可制备高质量涂层。

表2 WC-12Co和Cr₃C₂-25NiCr涂层的结合强度

Table 2 Adhesion strength of the WC-12Co and Cr₃C₂-25NiCr coatings prepared by HVOF

涂层	结合强度 /MPa			
	1#	2#	3#	均值 /MPa
WC-12Co	75.6	74.1	75.9	75.2
Cr ₃ C ₂ -25NiCr	75.7	72.2	73.5	73.8

2.4.2 显微硬度

硬度是涂层的主要力学性能之一,关系到热喷涂层的强度、耐磨性能以及机械关键零部件的使用寿命。热喷涂层的硬度与物相组成、显微组织结构、孔隙率以及氧含量密切相关。由于热喷涂层中含有孔隙、金属氧化物和粉末颗粒等,因而制备的涂层显微组成不均匀,不宜采用宏观硬

度来测定,通常采用显微硬度值来表示待测涂层的硬度值。

表3列出了制备的WC-12Co和Cr₃C₂-25NiCr两种涂层的显微硬度测试结果,测定的硬度值分别为1355.8 HV₁和1160.5 HV₁。测定结果显示,WC-12Co涂层的硬度值高于Cr₃C₂-25NiCr涂层,这是由于硬质相WC的硬度高于Cr₃C₂相。

表3 WC-12Co 和 Cr₃C₂-25NiCr 涂层的显微硬度

Table 3 Micro-hardness (HV₁) of the WC-12Co and Cr₃C₂-25NiCr coatings prepared by HVOF

涂层	显微硬度 (HV ₁)			
	1#	2#	3#	均值
WC-12Co	1418.5	1315.7	1333.2	1355.8
Cr ₃ C ₂ -25NiCr	1128.1	1153.8	1199.6	1160.5

3 结 论

(1) 超音速喷涂制备的WC-12Co和Cr₃C₂-25NiCr硬质涂层,涂层显微组织结构致密。经测定,涂层中的孔隙率低(约为1%),O元素的含量分别为0.78%和1.25%,仅少量的硬质相颗粒发生了脱碳反应,使得涂层内部含有更多的增强相,从而获得性能优异的涂层,其平均结合强度分别为75.2 MPa和73.8 MPa,平均显微硬度分别为1355.8HV₁和1160.5HV₁。

(2) 从材料设计的热力学角度出发,对WC-12Co涂层中的W₂C相和Cr₃C₂-25NiCr涂层中的Cr₇C₃相的形成,即喷涂过程中碳化物的脱碳分解进行了模拟计算,计算结果与实验结果相吻合,这为设计和研发高性能硬质涂层提供了必要的理论基础。

(3) 制备的硬质涂层组织结构致密、结合强度高、表面光洁度高且易于加工,可应用于磁悬浮列车的制动系统,后续将对其摩擦磨损性能进一步测试并进行相应的台架试验,以证明其制动性能好。

参考文献

[1] 张湘,张昆仑,连级三.磁浮列车机械制动控制系统的研究[J].西南交通大学学报,2002,37(4):412-416.

[2] 侯占祥,靳清.汽车刹车片用复合型金属陶瓷涂层制备及性能研究[J].热喷涂技术,2012,4(4):46-49.
 [3] 赵宇.常导低速磁浮列车机械制动控制研究[D].国防科学技术大学,2005.
 [4] Magnania M, Suegama P H, Espallargas N. Influence of HVOF parameters on the corrosion and wear resistance of WC-Co coatings sprayed on AA7050 T7[J]. Surface and Coatings Technology, 2008, 202(19): 4746-4757.
 [5] Zhu YC, Ding CX, Yukimura K, et al. Deposition and characterization of nanostructured WC-Co coating[J]. Ceramics International, 2001, 27(6): 669-674.
 [6] Voyer J, Marple B R. Sliding wear behavior of high velocity oxy-fuel and high power plasma spray-processed tungsten carbide-based cermet coatings[J]. Wear, 1999, 225-229(4): 135-145.
 [7] Nerz J, Kushner B, Rotolico A. Microstructural Evaluation of Tungsten Carbide-Cobalt Coatings[J]. Journal Thermal Spray Technology, 1992, 1(2): 147-152.
 [8] Zhang D, HARRIS S J, MCCARTNEY D G. Microstructure formation and corrosion behaviour in HVOF-sprayed Inconel 625 coatings[J]. Material Science and Engineering: A, 2003, 344(1/2):45-56.
 [9] 曾杰,刘军和.超音速火焰喷涂涂层评析[J].航空制造技术,2004,(3):72-74.
 [10] 纪岗昌,李长久,王豫跃,等.喷涂工艺条件对超音速火焰喷涂Cr₃C₂-25NiCr涂层冲蚀磨损性能的影响[J].摩擦学学报,2002,22(6):424-430.
 [11] 陶翀,王志勤,李云刚.冷轧辊超音速喷涂WC-12Co (下转32页)

- with Supersonic Laser Deposition[J]. Materials Letters, 2014, 134:295-297.
- [64] 胡孔生, 肖璇, 董显娟, 等. 超高温应用难熔钽合金的强韧化研究进展 [J]. 热加工工艺, 2014, 43(24):19-22.
- [65] 唐勇, 杜继红, 李争显. 钽基合金抗高温氧化研究进展 [J]. 科技资讯, 2016, (9):150-152.
- [65] KOIVULUOTO H, HONKANEN M, VUORISTO P. Cold-sprayed Copper and Tantalum Coatings-Detailed FESEM and TEM Analysis[J]. Surface and Coatings Technology, 2010, 204:2353-2361.
- [66] KOIVULUOTO H, NAKKI J, VUORISTO P. Corrosion Properties of Cold-Sprayed Tantalum Coatings[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2009, 18(1):75-82.
- [67] KOIVULUOTO H, BOLELLI G, LUSVARGHI L, et al. Corrosion Resistance of Cold-sprayed Ta Coatings in Very Aggressive Conditions[J]. Surface and Coatings Technology, 2010, 205:1103-1107.
- [68] BOLELLI G, BONFERRONI B, KOIVULUOTO H, et al. Depth-sensing Indentation for Assessing the Mechanical Properties of Cold-sprayed Ta[J]. Surface and Coatings Technology, 2010, 205:2209-2217.
- [69] KUMAR S, VIDYASAGAR V, JYOTHIRMAYIA, et al. Effect of Heat Treatment on Mechanical Properties and Corrosion Performance of Cold-Sprayed Tantalum Coatings[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2016, 25(4):745-756.
- [70] PIERCY B, ALLEN C, GULLA A F. Ta and Ti Anti-passivation Interlayers for Oxygen-Evolving Anodes Produced by Cold Gas Spray[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2015, 24(4):702-710.
- [71] 赵陆翔, 郭喜平. 钽基合金抗高温氧化研究进展 [J]. 材料导报, 2006, 20(7):61-64.
- [72] 吕艳红, 吴子健, 张启富. 钽合金抗高温氧化涂层研究现状及发展趋势 [J]. 热喷涂技术, 2015, 7(01):11-17.
- [73] 殷磊, 易丹青, 肖来荣, 等. 钽及钽合金高温抗氧化研究进展 [J]. 材料保护, 2003, 36(8):4-8.
- [74] KUMAR S, JYOTHIRMAYIA, WASEKAR N, et al. Influence of Annealing on Mechanical and Electrochemical Properties of Cold Sprayed Niobium Coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2016, 296:124-135.
- [75] KUMAR S, RAMAKRISHNA M, CHAVAN N M, et al. Correlation of Splat State with Deposition Characteristics of Cold Sprayed Niobium Coatings[J]. Acta Materialia, 2017, 130:177-195.

(上接 62 页)

- [11] 涂层的组织与性能研究[J]. 热加工工艺, 2010, 39(16): 117-119.
- [12] 程国东, 王引真, 秦清彬. 燃气流量对超音速喷涂 Cr₃C₂-25NiCr 涂层组织与冲蚀性能的影响[J]. 中国表面工程, 2008, 21(1): 41-44.
- [13] 姬寿长, 李争显, 杜继红, 等. Ti6Al4V 合金表面超音速火焰喷涂 WC-12Co 涂层组织及相分析[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(11): 2005-2009.
- [14] 伍细斌. 热处理对 HVOF 喷涂制备低碳 WC-12Co 涂层性能的影响[D]. 湖南大学, 2012.
- [15] Zhao XQ, Zhou HD, Chen JM. Comparative study of the friction and wear behavior of plasma sprayed conventional and nanostructured WC-12Co coatings on stainless steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 431(1-2): 290-297.
- [16] Jia K, Fischer T.E. Sliding wear of conventional and nanostructured cemented carbides[J]. Wear, 1997, 203(96): 310-318.
- [17] Chen H, Xu C, Zhou Q, et al. Micro-scale abrasive wear behaviour of HVOF sprayed and laser-remelted conventional and nanostructured WC-Co coatings[J]. Wear, 2005, 258(1): 333-338.
- [18] Almond E A, Roebuck B. Identification of optimum binder phase compositions for improved WC hard metals[J]. Materials Science and Engineering, 1988, 105(88): 237-248.
- [19] Qiao Y, Fischer T E, Dent A. The effects of fuel chemistry and feedstock powder structure on the mechanical and tribological properties of HVOF thermal-sprayed WC-Co coatings with very fines structures[J]. Surface and Coatings Technology, 2003, 172(1): 24-41.
- [20] Xie MX, Zhang SH, Li MX. Comparative investigation on HVOF sprayed carbide-based coatings[J]. Applied Surface Science, 2013, 273: 799-805.
- [21] Vashishtha N, Sapate S G, Bagde P, et al. Effect of heat treatment on friction and abrasive wear behavior of WC-12Co and Cr₃C₂-25NiCr coatings[J]. Tribology International, 2018, 118: 381-399.
- [22] Matthews S, Asadov A, Ruddell S, et al. Thermally induced metallurgical processes in Cr₃C₂-25NiCr thermal spray coatings as a function of carbide dissolution[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 728(25): 445-463.
- [23] Bobzin K, Zhao L, Öte M, et al. Impact wear of an HVOF-sprayed Cr₃C₂-25NiCr coating[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2018, 70: 191-196.