

表面摩擦与润滑

纳米 Y_2O_3 对过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金表面
微观组织与耐磨性的影响杨庆祥¹, 赵斌², 灵霄¹, 踪雪梅², 周野飞¹

(1. 燕山大学 亚稳材料制备技术国家重点实验室, 河北 秦皇岛 066004;

2. 徐工集团江苏徐州工程机械研究院, 江苏 徐州 221004)

摘要: 目的 研制一种新型添加纳米 Y_2O_3 的过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金, 改善堆焊合金粗大的初生 M_7C_3 碳化物, 提高堆焊合金的耐磨性。方法 采用明弧堆焊的方法制作堆焊合金, 用金相电子显微镜对其表面微观组织进行观察, 用洛氏硬度计对其表面硬度进行测量, 用砂带摩擦磨损试验机对其表面耐磨性进行评价, 用扫描电子显微镜对其磨损形貌进行观察。最后, 利用错配度理论对 M_7C_3 的细化机理进行分析。结果 过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金由初生 M_7C_3 和共晶组织(共晶 M_7C_3 、奥氏体及部分马氏体)组成。未添加 Y_2O_3 的堆焊合金初生 M_7C_3 比较粗大, 其平均尺寸在 $22\ \mu m$, 硬度为 55HRC, 磨损量为 $0.85\ mg/mm^2$ 。经纳米 Y_2O_3 改性之后, 堆焊合金的初生 M_7C_3 尺寸变小, 其平均尺寸为 $16\ \mu m$, 硬度为 57HRC, 磨损量减少为 $0.59\ mg/mm^2$, Y_2O_3 的 (001) 面与正交 M_7C_3 的 (100) 面之间的二维错配度为 8.59%。结论 Y_2O_3 可以成为 M_7C_3 的非均质形核核心, 从而细化了过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金的初生 M_7C_3 碳化物, 提高了过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金表面耐磨性。

关键词: 纳米 Y_2O_3 ; 过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金; M_7C_3

中图分类号: TG174.445; TG422.3

文献标识码: A

文章编号: 1001-3660(2015)04-0042-06

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2015.04.008

Influence of Nano- Y_2O_3 on Microstructure and Wear Resistance
of Fe-Cr-C Hardfacing Alloy SurfaceYANG Qing-xiang¹, ZHAO Bin², YUN Xiao¹, ZONG Xue-mei², Zhou Ye-fei¹

(1. State Key Laboratory of Metastable Materials Science & Technology, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China;

2. Engineering Machinery Research Institute of Xuzhou Construction Machinery Group, Xuzhou 221004, China)

ABSTRACT: **Objective** To develop novel hypereutectic Fe-Cr-C hardfacing alloys (Y_2O_3 -free and Y_2O_3 -modified, respectively)

收稿日期: 2014-10-27; 修订日期: 2014-11-19

Received: 2014-10-27; Revised: 2014-11-19

基金项目: 国家自然科学基金(51271163, 51471148)

Fund: Supported by the National Natural Science Foundation of China (51271163, 51471148)

作者简介: 杨庆祥(1962—), 男, 河北人, 博士, 教授, 主要研究方向为堆焊与表面再制造等。

Biography: YANG Qing-xiang (1962—), Male, from Hebei, Doctor, Professor, Research focus: hardfacing and surface remanufacturing engineering.

so as to improve the coarse carbides and increase the wear resistance of Fe-Cr-C hardfacing alloys. **Methods** The hardfacing alloys were deposited by the automatic open arc surfacing welding method. The microstructures were observed by optical microscopy. Meanwhile, the macro hardness of the hardfacing alloy surface was measured by the Rockwell hardness tester. The wear resistance of the hardfacing alloy surface was evaluated by the abrasive wear test. Worn morphology was observed by field emission scanning electron microscopy. Moreover, the mechanism of the microstructure refinement by the two-dimensional misfit theory was also discussed. **Results** The results showed that the microstructures of the hardfacing alloy consisted of the primary M_7C_3 ($M = Cr, Fe$) carbide and eutectic structure (eutectic M_7C_3 carbide+ retained austenite and its product). The average size of primary carbide was about 22 μm . The mass loss and the hardness of the Y_2O_3 -free alloy were 0.85 mg/mm^2 and 55HRC, respectively. After adding Y_2O_3 , the average size of carbide was about 16 μm . The mass loss of the coating was 0.59 mg/mm^2 and the hardness was 57HRC. The two-dimensional lattice misfit between the face (001) of Y_2O_3 and the face (100) of orthorhombic M_7C_3 was 8.59%. **Conclusion** By adding Y_2O_3 as the heterogeneous nuclei, the primary M_7C_3 carbide was refined and the wear resistance of the hypereutectic Fe-Cr-C hardfacing alloy surface can be improved.

KEY WORDS: nano- Y_2O_3 ; Fe-Cr-C hardfacing alloys; M_7C_3

堆焊是表面工程中的重要分支,指借助热源手段将具有一定使用性能的合金材料熔覆于母体材料的表面,使母材具有特殊性能或已磨损零件恢复原有的尺寸^[1]。近年来,过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金由于其具有高硬度的初生碳化物(M_7C_3 , M 为 Cr, Fe),而被应用于石油、煤炭、地质和矿山等工业中一些耐磨工件的表面^[2-3]。但当初生 M_7C_3 尺寸较大时,易于从 Fe-Cr-C 堆焊合金表面剥落,降低其耐磨性,从而限制了过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金的广泛应用^[4-5]。

目前,改善过共晶 Fe-Cr-C 合金的微观组织和表面耐磨性已有很多报道。Chang^[6]研究了不同 C 含量对过共晶 Fe-Cr-C 合金的组织 and 耐磨性的影响,随着 C 含量的增加,其表面耐磨性增加。Yüksel^[7]研究了不同 B 含量对 Fe-Cr-C 合金耐磨性的影响,硼化物 M_2B 与过共晶 Fe-Cr-C 合金中的碳化物类似,为耐磨相,可提高其表面耐磨性。Wiengmoon 等^[8-9]研究了不同 Cr 含量对 Fe-Cr-C 合金耐磨性的影响,随着 Cr 含量的增加, $M_7C_3/M_{23}C_6$ 数量增加,提高其表面耐磨性。Imurai^[10]研究了不同 Mo 含量对 Fe-Cr-C 合金耐磨性的影响,观察了不同 Mo 含量的共晶碳化物 $M_7C_3/M_{23}C_6/M_6C$ 的透射形貌。随着 Mo 在共晶碳化物中固溶量的增加,其表面耐磨性提高。Imurai^[11]也研究了不同 W 含量对 Fe-Cr-C 合金耐磨性的影响,随着 W 含量的增加,富含 W 的 $M_7C_3/M_{23}C_6/M_6C$ 的数量增加,提高其表面耐磨性。

Qi^[12]研究了元素 V 对过共晶 Fe-Cr-C 合金的影响,VC 作为一次碳化物形成,降低了液相中的 C 含量,进而细化了初生 M_7C_3 ;而且 VC 可作为异质形核核心,从而细化初生 M_7C_3 。Zhi^[13]研究了元素 Nb 对过共晶 Fe-Cr-C 合金组织的影响,NbC 作为一次碳化

物形成,细化了初生 M_7C_3 。Chung^[14-15]研究了元素 Ti 对 Fe-25%Cr-4%C 合金组织与耐磨性的影响,随着 C 含量的增加,其表面耐磨性提高。原因一是 TiC 比初生和共晶 M_7C_3 硬度高;二是 TiC 作为一次碳化物析出,细化了初生 M_7C_3 。然而,在过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金中加入过量的 V, Nb, Ti 形成一次碳化物时,不仅消耗了液相中的 C,减少了初生 M_7C_3 的数量,而且使基体组织由过共晶向共晶转变。

稀土及其氧化物作为重要的工业辅料,已成为当前研究的热点。Chia^[16]研究了 La, Ce, Nd 对镁合金的固溶强化作用。Chen^[17]还利用第一性原理分别计算了镁合金中 B2-MgRE (RE 为 Sc, Y, La) 的热力学性质。Filipovic^[18]研究了 Fe-Cr-C-Nb 合金的组织 and 性能,认为 0.28% Ti 和 0.19% Ce 改善了其组织,提高了其表面耐磨性。Liu^[19]研究了 La_2O_3 对 NiCr-Cr₃C₂ 激光熔覆合金表面初生 M_7C_3 的细化,当加入 4% (质量分数) 的 La_2O_3 时,激光熔覆表面组织具有最高的硬度和最好的耐磨性。Qu^[20]研究了 Ce 对铸态过共晶 Fe-Cr-C 合金组织的影响,认为 Ce_2O_3 作为异质形核核心,细化和球化了初生 M_7C_3 。在某课题组前期的工作中,已经研究了 La_2O_3 和 CeO_2 对中高碳钢初生奥氏体^[21]、中碳钢铁素体^[22]、高铬铸铁初生 M_7C_3 的细化^[23]。然而, Y_2O_3 对过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金初生 M_7C_3 的细化作用及表面耐磨性还没有文献报道。随着纳米材料在表面工程领域应用的迅速发展^[24-26],特别是集稀土特性和纳米特性于一体的稀土纳米材料已广泛应用于陶瓷涂层中^[27],但纳米稀土氧化物在过共晶 Fe-Cr-C 合金中的应用还未见报道。

文中采用堆焊技术,研究了纳米 Y_2O_3 对过共晶

Fe-Cr-C 堆焊合金 M_7C_3 的细化作用及表面耐磨性的影响,并采用错配度分析其细化机理。这为过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金细化技术提供一定的参考,对开发和进一步研究过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金具有实际意义。

1 实验材料与方法

通过辊压和拉拔的方法研制实验所需的自保护药芯焊丝,由 H08A 薄钢带先辊压成 U 形槽,然后向里添加粉末后闭合拉拔而成。药芯焊丝的外包钢带为 H08A 钢,药芯焊丝药粉主要由石墨、硅铁、锰铁、钛铁及稀土氧化物等多种原材料组成,所用的稀土氧化物为纳米 Y_2O_3 ,加入量为 3% (质量分数)。采用 ZXG3-300-1 型直流焊机自动明弧多道焊接,分别将添加和未添加纳米 Y_2O_3 的两种药芯焊丝堆焊在 Q235 钢板上,堆焊速度为 300 mm/min,堆焊电流为 200 ~ 224 A,电压为 24 ~ 26 V,厚度为 15 mm。堆焊合金的化学成分(以质量分数计)为: C 5%, Cr 27%, Si 1%, Mn 1%。

采用 4% (质量分数) 硝酸酒精溶液对堆焊试样进行腐蚀,采用 Axiovert 200 MAT 型金相显微镜对试样表面、侧面进行观察,利用 Nano measure 软件对试样表面的初生 M_7C_3 尺寸进行统计。为保证实验结果的客观性,在每个试样的金相照片中各随机选出 10 张进行计算与统计。采用 HR-150A 型洛氏硬度计对试样的表面硬度进行测定。采用砂带式摩擦磨损试验机对试样进行磨损试验,以 SiC 颗粒为 80 目的砂带作为磨损条件,试样大小为 10 mm×20 mm×15 mm,砂带的工作速率为 2.0×10^4 mm/min。在磨损过程中,每个试样加载 1 N 的负载,磨损时间为 18 h,测量试样磨损量。采用 S4800-II 型场发射扫描电镜及自带的 KEVEX LEVEL4 型 X 射线能谱仪对合金表面磨损形貌进行观察,并分析面成分分布。通过错配度理论对 Y_2O_3 作为 M_7C_3 异质形核核心的有效性进行计算。

2 结果与分析

2.1 显微组织分析

过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金的表面金相组织如图 1 所示。可以看出,过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金表面是由大块的初生 M_7C_3 和共晶组织(共晶 M_7C_3 、奥氏体及

部分马氏体)组成。未添加 Y_2O_3 的堆焊合金表面的初生 M_7C_3 比较粗大,如图 1a 所示;添加 Y_2O_3 的堆焊合金的表面初生 M_7C_3 细小且分布均匀,如图 1b 所示。

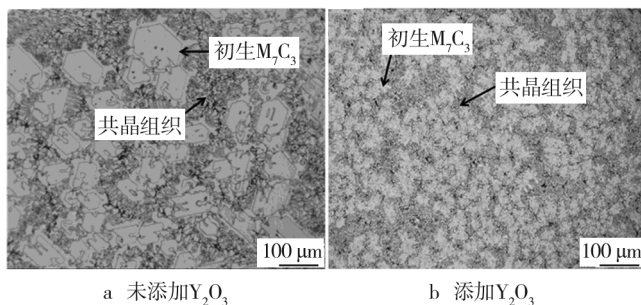


图 1 堆焊合金的表面金相组织

Fig. 1 Microstructures of the hardfacing alloy surface: a) Y_2O_3 -free; b) Y_2O_3 -modified

两种堆焊合金表面的初生 M_7C_3 的尺寸分布统计如图 2 所示,对其进行拟合,初生 M_7C_3 尺寸呈现 Gaussian 分布。未添加 Y_2O_3 的堆焊合金表面初生 M_7C_3 平均尺寸为 22 μm ,主要分布在 21 ~ 25 μm ,如图 2a 所示。添加 Y_2O_3 的堆焊合金表面的初生 M_7C_3 的平均尺寸为 16 μm ,主要分布在 13 ~ 16 μm ,如图 2b 所示。

过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金的侧面金相组织如图 3

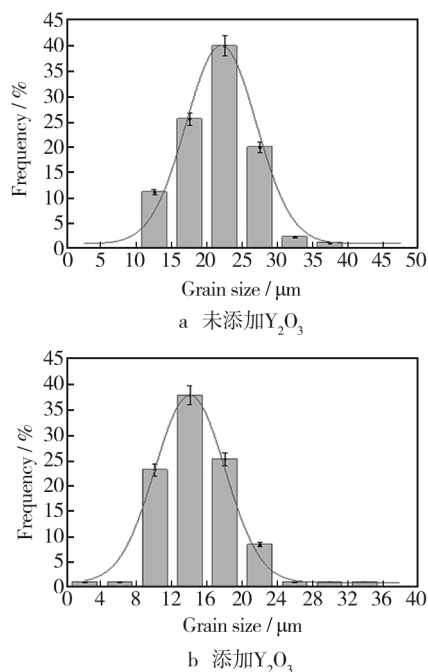


图 2 堆焊合金表面的初生 M_7C_3 的尺寸分布

Fig. 2 Size distribution of the primary M_7C_3 in hardfacing alloys:

a) Y_2O_3 -free; b) Y_2O_3 -modified

所示。在侧面组织中,初生 M_7C_3 为长条状,这是由于堆焊合金的初生 M_7C_3 平行于热流密度方向生长,初生 M_7C_3 呈定向凝固的特征。未添加 Y_2O_3 的堆焊合金的初生 M_7C_3 宽而长,如图 3a 所示;添加 Y_2O_3 的堆焊合金中的初生 M_7C_3 小而短,如图 3b 所示。

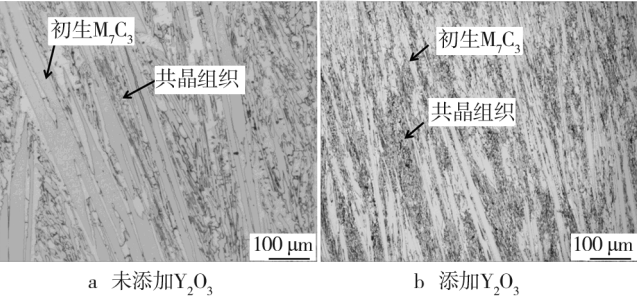


图 3 堆焊合金的侧面金相组织

Fig. 3 Cross section microstructures of the hardfacing alloys: a) Y_2O_3 -free; b) Y_2O_3 -modified

2.2 耐磨性分析

添加 Y_2O_3 和未添加 Y_2O_3 的堆焊合金表面的硬度和磨损量如图 4 所示。不加入 Y_2O_3 堆焊合金的表面硬度为 55HRC,磨损量为 0.85 mg/mm^2 。加入 Y_2O_3 后,堆焊合金的表面硬度升高至 57HRC,磨损量减少为 0.59 mg/mm^2 ,减少了 34%。这说明加入纳米 Y_2O_3 后,提高了过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金的表面耐磨性。

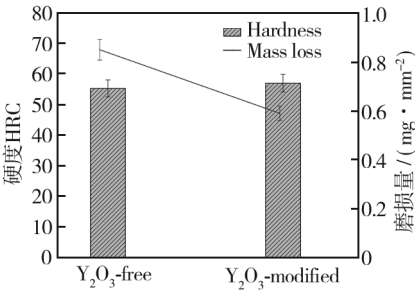


图 4 堆焊合金表面的硬度和磨损量

Fig. 4 Hardness and mass loss of the hardfacing alloy surface

摩擦磨损后的磨损形貌如图 5 所示。没有添加 Y_2O_3 的堆焊合金磨损表面有较深的划痕,磨痕中有明显的坑洞,并出现了大量深而长的犁沟,如图 5a 所示。添加 Y_2O_3 的堆焊合金磨损表面有较少的剥落和划痕,如图 5b 所示。

图 5 对应面的扫描形貌如图 6 所示。深色部分是 Cr 元素,对应的是堆焊合金的碳化物;浅色部分是 Fe 元素,对应的是堆焊合金的基体。从图 6a 可以看

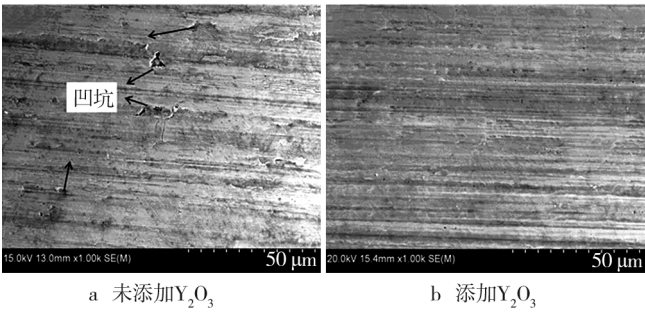


图 5 堆焊合金表面的磨损形貌

Fig. 5 Worn morphology of the hardfacing alloy surface: a) Y_2O_3 -free; b) Y_2O_3 -modified

出,在粗大的初生碳化物处对应图 5a 处有凹坑,剥落较多。当碳化物尺寸较大时,基体的平均自由程较大,碳化物之间的基体间距较大,磨粒容易对基体产生破坏,产生长而多的犁沟。从图 6b 可以看出,碳化物较细小,对应图 5b 剥落较少,具有较高的耐磨性。当碳化物被细化时,碳化物尺寸较小,碳化物之间间距也变小,即基体的平均自由程变小,碳化物阻止磨粒对基体的破坏,犁沟变得不连续,耐磨性提高。基体组织与碳化物互相保护,碳化物起到抗磨骨架的作用。

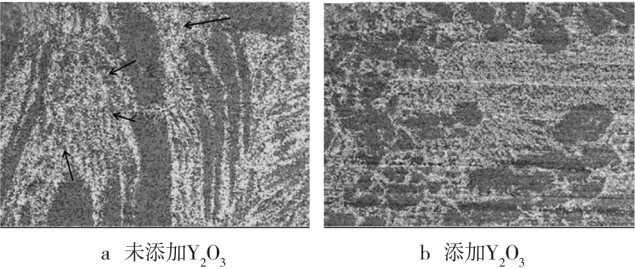
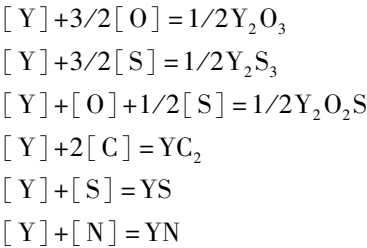


图 6 图 5 的面扫描形貌

Fig. 6 Surface scanning of Fig. 5: a) Y_2O_3 -free; b) Y_2O_3 -modified

2.3 细化机理分析

加入 Y_2O_3 后,过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金的初生 M_7C_3 得到细化。Fe-Cr-C 合金中稀土 Y 可能发生的反应为:



根据文献[28], Y_2O_3 的形成自由能最小,而且 Y_2O_3 熔点为 $2250\text{ }^\circ\text{C}$,高于初生 M_7C_3 碳化物的析出

温度。根据实验观察,在过共晶 Fe-Cr-C 合金的初生 M_7C_3 碳化物内部发现 Y_2O_3 夹杂,因此,文中根据 Bramfitt 二维点阵错配度理论^[29],以 Y_2O_3 和 Cr_7C_3 为例,计算 Y_2O_3 与 M_7C_3 的二维点阵错配度。

Y_2O_3 具有面心立方结构,空间群结构为 FM-3M; Cr_7C_3 具有正交结构,空间群结构为 PNMA。两者的晶体结构如图 7 所示,晶格参数见表 1。

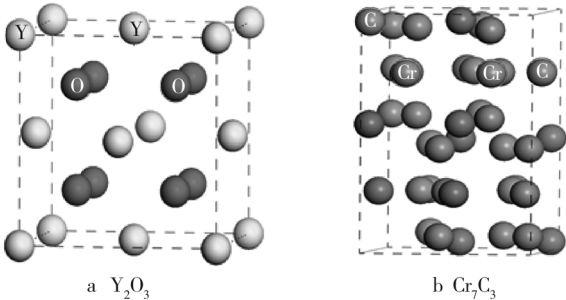


图 7 Y_2O_3 与 Cr_7C_3 的晶体结构
Fig. 7 Crystal structure of Y_2O_3 and Cr_7C_3

表 1 Y_2O_3 和 M_7C_3 的晶格常数^[30—31]

Tab.1 Lattice constants of Y_2O_3 and M_7C_3 ^[30—31]

晶体	晶系	晶格常数/nm		
		a	b	c
Y_2O_3	立方	0.526 44	0.526 44	0.526 44
M_7C_3	正交	0.4526	0.7010	1.2142

为了获得更好的原子间界面匹配关系,两者的二维点阵错配度计算选择低指数晶面进行,计算结果见表 2,其匹配关系如图 8 所示。可以看出, Y_2O_3 的 (001) 面与正交 M_7C_3 的 (100) 面之间的二维错配度为 8.59%。根据判据^[28], Y_2O_3 作为正交 M_7C_3 碳化物的非均质形核核心是中等有效的,因此,在过共晶 Fe-Cr-C 合金中,添加 Y_2O_3 可以作为初生 M_7C_3 的非均质形核核心,从而细化了初生 M_7C_3 ,提高了表面耐磨性。

表 2 M_7C_3 和 Y_2O_3 之间的二维错配度

Tab.2 Planar misfit between orthorhombic M_7C_3 and Y_2O_3

匹配界面	$(001)_{Y_2O_3} // (100)_{M_7C_3}$		
$[uvw]_{Y_2O_3}$	$[\bar{1}10]$	$[110]$	$[010]$
$[uvw]_{M_7C_3}$	$[001]$	$[010]$	$[076]$
θ	0	0	3.857
$d_{Y_2O_3}$	3.722	3.722	5.264
$d_{M_7C_3}$	3.062	3.505	4.654
$\delta/\%$	8.59		

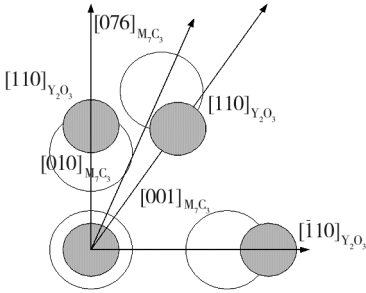


图 8 $(001)_{Y_2O_3}$ 与 $(100)_{M_7C_3}$ 的晶体学关系

Fig. 8 Crystal relationship between $(001)_{Y_2O_3}$ and $(100)_{M_7C_3}$

3 结论

1) 过共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金表面由初生 M_7C_3 和共晶组织(共晶 M_7C_3 、奥氏体及部分马氏体)组成。未添加 Y_2O_3 的堆焊合金表面初生 M_7C_3 比较粗大,其平均尺寸为 22 μm ;添加 Y_2O_3 的堆焊合金表面的初生 M_7C_3 尺寸变小,其平均尺寸为 16 μm 。

2) 不加入 Y_2O_3 堆焊合金的表面硬度为 55HRC,磨损量为 0.85 mg/mm^2 ;加入 Y_2O_3 后,堆焊合金的表面硬度升高至 57HRC,磨损量减少为 0.59 mg/mm^2 。碳化物被细化后,尺寸较小,碳化物之间间距也变小,即基体的平均自由程变小,碳化物阻止磨粒对基体的破坏,表面耐磨性提高。

3) Y_2O_3 的 (001) 面与正交 M_7C_3 的 (100) 面之间的二维错配度为 8.59%。 Y_2O_3 作为 M_7C_3 碳化物的非均质形核核心是中等有效,从而细化 M_7C_3 ,提高了堆焊合金的表面耐磨性。

参考文献

[1] 郭小燕,张津,张叶成,等. 表面技术在模具修复中的应用进展[J]. 表面技术,2007,36(6):70—76.
GUO Xiao-yan, ZHANG Jin, ZHANG Ye-cheng, et al. Surface Technology Application and Development in Mould and Die Repairing[J]. Surface Technology, 2007, 36(6):70—76.

[2] BUYTOZ S, YILDIRIM M M, EREN H. Microstructural and Microhardness Characteristics of Gas Tungsten Arc Synthesized Fe-Cr-C Coating on AISI 4340[J]. Materials Letters, 2005, 59:607—614.

[3] BUCHANAN V E. Solidification and Microstructural Characterisation of Iron-chromium Based Hardfaced Coatings Deposited by SMAW and Electric Arc Spraying [J]. Sur-

- face and Coatings Technology, 2009, 203: 3638—3646.
- [4] HANLON D N, RAINFORTH W M, SELLARS C M. The Rolling/Sliding Wear Response of Conventionally Processed and Spray Formed High Chromium Content Cast Iron at Ambient and Elevated Temperature[J]. Wear, 1999, 225—229: 587—599.
- [5] 杨庆祥, 周野飞, 杨育林, 等. Fe-Cr-C 系耐磨堆焊合金研究进展[J]. 燕山大学学报, 2014, 38(3): 189—195.
- YANG Qing-xiang, ZHOU Ye-fei, YANG Yu-lin, et al. The Advance in Research of Fe-Cr-C Hardfacing Alloys[J]. Journal of Yanshan University, 2014, 38(3): 189—195.
- [6] CHANG C M, HSIEH C C, LIN C M, et al. Effect of Carbon Content on Microstructure and Corrosion Behavior of Hypereutectic Fe-Cr-C Claddings[J]. Materials Chemistry and Physics, 2010, 123: 241.
- [7] YÜKSEL N, SAHIN S. Wear Behavior-Hardness-Microstructure Relation of Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-B Based Hardfacing Alloys[J]. Materials Design, 2014, 58: 491—498.
- [8] WIENGMOON A, PEARCE J T H, CHAIRUANGSRI T. Relationship between Microstructure, Hardness and Corrosion Resistance in 20wt.% Cr, 27wt.% Cr and 36wt.% Cr High Chromium Cast Irons[J]. Materials Chemistry and Physics, 2011, 125: 739—748.
- [9] CORONADO J J. Effect of $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ Carbide Orientation on Abrasion Wear Resistance and Fracture Toughness[J]. Wear, 2011, 270: 287—93.
- [10] IMURAI S, THANACHAYANONT C, PEARCE J T H, et al. Effects of Mo on Microstructure of As-cast 28wt.% Cr-2.6wt.% C-(0 ~ 10) wt.% Mo Irons[J]. Materials Characterization, 2014, 90: 99—112.
- [11] IMURAI S, THANACHAYANONT C, PEARCE J T H, et al. Effects of W on Microstructure of As-cast 28wt.% Cr-2.6wt.% C-(0 ~ 10) wt.% W Irons[J]. Materials Characterization, 2015, 99: 52—60.
- [12] QI X W, JIA Z N, YANG Q X, et al. Effects of Vanadium Additive on Structure Property and Tribological Performance of High Chromium Cast Iron Hardfacing Metal[J]. Surface and Coatings Technology, 2011, 205: 5510—5514.
- [13] ZHI X H, XING J D, FU H G, et al. Effect of Niobium on the As-cast Microstructure of Hypereutectic High Chromium Cast Iron[J]. Materials Letters, 2008, 62: 857—860.
- [14] CHUNG R J, TANG X, LI D Y, et al. Microstructure Refinement of Hypereutectic High Cr Cast Irons Using Hard Carbide-forming Elements for Improved Wear Resistance[J]. Wear, 2013, 301: 695—706.
- [15] CHUNG R J, TANG X, LI D Y, et al. Effects of Titanium Addition on Microstructure and Wear Resistance of Hypereutectic High Chromium Cast Iron Fe-25wt.% Cr-4wt.% C[J]. Wear, 2009, 267: 356—361.
- [16] FILIPOVIC M, KAMBEROVIC Z, KORAC M, et al. Microstructure and Mechanical Properties of Fe-Cr-C-Nb White Cast Irons[J]. Materials and Design, 2013, 47: 41—48.
- [17] CHIA T L, EASTON M A, ZHU S M, et al. The Effect of Alloy Composition on the Microstructure and Tensile Properties of Binary Mg-Rare Earth Alloys[J]. Intermetallics, 2009, 17: 481—490.
- [18] CHEN Q, HUANG Z W, ZHAO Z D, et al. Thermal Stabilities, Elastic Properties and Electronic Structures of B2-MgRE (RE = Sc, Y, La) by first-principles Calculations[J]. Computational Materials Science, 2013, 67: 196—202.
- [19] LIU X B, YU R L. Effects of La_2O_3 on Microstructure and Wear Properties of Laser Clad $\gamma/\text{Cr}_7\text{C}_3/\text{TiC}$ Composite Coatings on TiAl Intermetallic Alloy[J]. Materials Chemistry and Physics, 2007, 101: 448—454.
- [20] QU Y H, XING J D, ZHI X H, et al. Effect of Cerium on the As-cast Microstructure of a Hypereutectic High Chromium Cast Iron[J]. Materials Letter, 2008, 62: 3024—3027.
- [21] YANG J, HAO F F, LI D, et al. Effect of RE Oxide on Growth Dynamics of Primary Austenite Grain in Hardfacing Layer of Medium-High Carbon Steel[J]. J Rare Earths, 2012, 30: 814—819.
- [22] HAO F F, LI D, DAN T, et al. Effects of Rare Earth Oxide on Hardfacing Metal Microstructure of Medium Carbon Steel and Its Refinement Mechanism[J]. J Rare Earths, 2011, 29: 609—613.
- [23] ZHOU Y F, YANG Y L, JIANG Y W, et al. Fe-24wt.% Cr-4.1wt.% C Hardfacing Alloy: Microstructure and carbide Refinement Mechanisms with Ceria Additive[J]. Materials Characterization, 2012, 72: 77—86.
- [24] 欧忠文, 陈国需, 刘朝辉, 等. 纳米表面工程的基本问题研究[J]. 表面技术, 2004, 33(5): 1—2.
- OU Zhong-wen, CHEN Guo-xu, LIU Zhao-hui, et al. Study on the Basic Problems of Nano-surface Engineering[J]. Surface Technology, 2004, 33(5): 1—2.
- [25] WU B, XU B S, ZHANG B, et al. Preparation and Properties of Ni/Nano- Al_2O_3 Composite Coatings by Automatic Brush Plating[J]. Surface Coating Technology, 2007, 201: 6933—6939.
- [26] TU W Y, XU B S, DONG S Y, et al. Electrocatalytic Action of Nano- SiO_2 with Electrodeposited Nickel Matrix[J]. Materials Letters, 2006, 60: 1247—1250.
- [27] ZHOU X W, SHEN Y F. Beneficial Effects of CeO_2 Addition on Microstructure and Corrosion Behavior of Electrodeposited Ni Nanocrystalline Coatings[J]. Surf Coat Technol, 2013, 235: 433—446.

- Low-pressure Plasma-sprayed Al₂O₃ Coating from Room Temperature to 800 °C [J]. Tribology International, 2005, 38:49—57.
- [15] KIM G, CHOI H, HAN C, et al. Characterization of Atmospheric Plasma Spray NiCr-Cr₂O₃-Ag-CaF₂/BaF₂ Coatings [J]. Surface and Coating Technology, 2005, 195: 107—115.
- [16] 毛杰, 宋进兵, 邓畅光, 等. 氧化铝涂层的超音速等离子喷涂参数影响及硬度分析[J]. 表面技术, 2014, 43(4): 110—114.
- MAO Jie, SONG Jin-bing, DENG Chang-guang, et al. Parameter Effect and Microhardness Analysis of Al₂O₃ Coatings Prepared by the Supersonic Plasma Spraying Technique[J]. Surface Technology, 2014, 43(4): 110—114.
- [17] SIDHU H S, SIDHU B S, PRAKASH S. Wear Characteristics of Cr₃C₂-NiCr and WC-Co Coatings Deposited by LPG Fueled HVOF[J]. Tribology International, 2010, 43: 887—890.
- [18] DOMINIC M, BRYAN D G, MATHIEU B. Thermal Stability and Oxidation Behavior of Nanostructured NiCoCrAlY Coatings [J]. Surface and Coating Technology, 2011, 205: 4162—4168.
- [19] 徐一, 缪强, 梁文萍, 等. γ-TiAl 表面 NiCrAlY/Al 复合涂层的高温氧化行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(6): 1407—1411.
- XU Yi, MIAO Qiang, LIANG Wen-ping, et al. Oxidation Behavior of γ-TiAl Alloy with NiCrAlY/Al Duplex Coating at 950 °C [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(6): 1407—1411.
- [20] 王宏宇. 纳米颗粒增强 NiCoCrAlY 激光熔覆涂层制备及其特性研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2010.
- WANG Hong-yu. Research on Preparation and Characteristics of NiCoCrAlY Laser Cladded Coatings Reinforced by Nano-particles[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2010.

(上接第41页)

- OU Xian, DENG Chang-guang, WANG Ri-chu, et al. Influences of the Supersonic Plasma Spraying Process on the Hardness Properties of Cr₂O₃ Coating [J]. Surface Technology, 2014, 43(1): 81—85.
- [14] 王立生, 林涛, 郭志猛, 等. 热处理对热浸镀镍基涂层磨料磨损的影响[J]. 表面技术, 2010, 39(6): 1—3.
- WANG Li-sheng, LIN Tao, GUO Zhi-meng, et al. Effect of Heat Treatment on Abrasive Wear of Hot Dipping Ni-based Coating [J]. Surface Technology, 2010, 39(6): 1—3.
- [15] 夏光明, 严淑群, 贺立, 等. TRT 叶片 Co-Cr 粉末防护涂层研究及应用[J]. 粉末冶金技术, 2012, 30(5): 376—380.
- XIA Guang-ming, YAN Shu-qun, HE Li, et al. The Research on Co-Cr Protective Coating of TRT Blade and Its Application [J]. Powder Metallurgy Technology, 2012, 30(5): 376—380.

(上接第47页)

- [28] 杜挺. 稀土元素在金属材料中的一些物理化学作用[J]. 金属学报, 1997, 33: 69—76.
- DU T. RE on the Physical and Chemical Role of Metal Materials [J]. Acta Metallurgica Sinica, 1997, 33: 69—76.
- [29] BRAMFITT B L. The Effect of Carbide and Nitride Additions on the Heterogeneous Nucleation Behavior of Liquid Iron [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 1970, 1: 1987—1995.
- [30] KATAGIRI S, ISHIZAWA N. A New High Temperature Modification of Face-centered Cubic Y₂O₃ [J]. Powder Diffraction, 1993, 8(1): 60.
- [31] DE Mol Van Otterloo J L, DE Hosson J T M. Microstructural Features and Mechanical Properties of a Cobalt-based Laser Coating [J]. Acta Materialia, 1997, 45(3): 1225—1236.