

表面摩擦与润滑

Si 含量对 FeCoCr_{0.5}NiBSi_x 高熵合金涂层 组织结构和耐磨性的影响

吴炳乾¹, 饶湖常¹, 张冲¹, 戴品强^{1,2}

(1. 福州大学, 福州 350108; 2. 福建工程学院, 福州 350108)

摘要: 目的 研究 Si 含量对激光熔覆 FeCoCr_{0.5}NiBSi_x 高熵合金涂层组织结构、硬度和耐磨性的影响。方法 采用激光熔覆技术,在 45 钢基体表面制备了不同 Si 含量的 FeCoCr_{0.5}NiBSi_x (x 取 0, 0.1, 0.2, 0.3, 0.4) 系列高熵合金涂层,分析涂层的宏观形貌、微观组织及相结构,测试涂层的硬度,通过摩擦磨损实验测试涂层的耐磨性。结果 熔覆态高熵合金涂层均由 FCC 相和 M₂B 相组成,显微组织包括先共晶组织和共晶组织。随着 Si 含量的增加,FCC 相增多,M₂B 相减少,共晶组织由蜂窝状到颗粒状,然后消失。高熵合金涂层的平均硬度随着 Si 含量的增加而先降低后增加,FeCoCr_{0.5}NiBSi_{0.3} 的硬度值最小(613HV),FeCoCr_{0.5}NiBSi_{0.4} 的硬度值最高(820HV)。高熵合金涂层的磨损体积随着 Si 含量的增加而先增大后减小,FeCoCr_{0.5}NiBSi_{0.3} 的磨损体积最大(0.004 06 mm³),FeCoCr_{0.5}NiBSi_{0.4} 的磨损体积最小(0.002 33 mm³)。结论 随着 Si 含量增加,涂层的 M₂B 相减少,共晶组织逐步消失,耐磨性则先降低后提高。耐磨性能最好的是 FeCoCr_{0.5}NiBSi_{0.4} 高熵合金涂层。

关键词: 激光熔覆; 高熵合金; 组织结构; 硬度; 磨损体积; 耐磨性

中图分类号: TG174.44

文献标识码: A

文章编号: 1001-3660(2015)12-0085-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2015.12.014

Effect of Silicon Content on the Microstructure and Wear Resistance of FeCoCr_{0.5}NiBSi_x High-entropy Alloy Coatings

WU Bing-qian¹, RAO Hu-chang¹, ZHANG Chong¹, DAI Pin-qiang^{1,2}

(1. Fuzhou University, Fuzhou 350108, China; 2. Fujian University of Technology, Fuzhou 350108, China)

ABSTRACT: **Objective** To study the effect of silicon content on the micro-structure, hardness and wear resistance of FeCoCr_{0.5}NiBSi_x high-entropy alloy coatings. **Methods** FeCoCr_{0.5}NiBSi_x high-entropy alloy coatings were prepared on 45 steel substrate by laser cladding. The macro-morphology, microstructure and phase structure of the coating were analyzed, the hardness of the coating was tested and the wear resistance of the coating was tested using the friction wear experiment. **Results** The as-cladding alloys were com-

收稿日期: 2015-07-29; 修订日期: 2015-09-23

Received: 2015-07-29; Revised: 2015-09-23

基金项目: 福建省高校产学研合作科技重大项目(2012H6001)

Fund: Supported by Co-operative Major Science and Technology Project in Fujian Province Colleges and Universities(2012H6001)

作者简介: 吴炳乾(1991—),男,安徽人,硕士研究生,研究方向为表面工程。

Biography: WU Bing-qian(1991—),Male,from Anhui, Master graduate student, Research focus: surface engineering.

通讯作者: 戴品强(1963—),男,福建人,博士生导师,主要研究表面工程和纳米合金。

Corresponding author: DAI Pin-qiang(1963—),Male,from Fujian, Doctoral tutor, Research focus: surface engineering and nano alloy.

posed of FCC phase and M_2B phase, and the microstructures of the coatings were composed of pro-eutectic microstructure and eutectic microstructure. With the increase of silicon content, the volume fraction of FCC phase increased, while that of M_2B phase decreased, the shape of eutectic changed from cellular to granulate and then disappeared. The average hardness of the coating first decreased and then increased with the increasing silicon content. The $FeCoCr_{0.5}NiBSi_{0.3}$ coating had the minimal hardness, which was 613HV, whereas the $FeCoCr_{0.5}NiBSi_{0.4}$ coating had the maximal hardness, which was 820HV. The wear volume first increased and then decreased with the increasing silicon content. The wear volume of $FeCoCr_{0.5}NiBSi_{0.3}$ coating was the maximum, which was $0.004\ 06\ mm^3$, whereas the friction volume of $FeCoCr_{0.5}NiBSi_{0.4}$ coating was the minimum, which was $0.002\ 33\ mm^3$. **Conclusion** With the increase of silicon content, the volume fraction of M_2B phase decreased, and the eutectic microstructure disappeared gradually, the wear resistance of coating first increased and then decreased. The abrasive resistance of the $FeCoCr_{0.5}NiBSi_{0.4}$ high-entropy alloy coating was the best.

KEY WORDS: laser cladding; high-entropy alloy; structure; hardness; wear volume; wear resistance

自从2004年台湾学者叶均蔚^[1]提出高熵合金的概念到现在,已经知道高熵合金具有一系列优异的性能,如高强度、高硬度、抗高温软化等^[2-7],对于高熵合金的研究主要集中在块体材料、涂层和薄膜等。制备高熵合金块体的方法有真空电弧熔炼^[8]、粉末冶金等,制备高熵合金薄膜的方法主要是磁控溅射^[9],目前制备高熵合金涂层的方法主要是激光熔覆^[10-11]。激光熔覆技术是在被熔覆基体表面放置涂层材料,经激光辐照后,涂层材料熔化,同时基体表层熔化,快速凝固后,形成稀释率低且与基体呈冶金结合的涂层。激光熔覆时,为了使液态合金与基体的润湿性较好,一般都会选择基体的主要元素作为合金涂层的一种元素,如在45钢上激光熔覆 $FeCoCr_xNiB$ 高熵合金涂层^[12],在Ti-6Al-4V合金表面激光熔覆TiVCrAlSi合金涂层^[13]等。激光熔覆制备的涂层一般要求满足下列条件:无裂纹,表面平整,稀释率低等。裂纹问题可以通过对基体预热或者先单道激光熔覆一次缓和解决。表面是否平整与选择的合金成分有很大关系,如激光熔覆 $Al_xFeCoNiCuCr$ 系列高熵合金^[14],涂层的形貌就非常差,添加一定量的自熔性元素B和Si可以改善合金在液态时的流动性,从而改善宏观形貌。稀释率一般都可以通过调整工艺参数来降低。

添加自熔性元素Si,一方面可获得宏观质量良好的涂层;另一方面可强化涂层,提高涂层耐磨性。文中在课题组前期研究 $FeCoCr_{0.5}NiB$ 的基础上,在45钢表面激光熔覆不同Si含量的 $FeCoCr_{0.5}NiBSi_x$ 高熵合金涂层,重点探讨Si含量对 $FeCoCr_{0.5}NiBSi_x$ 组织结构、硬度和耐磨性能的影响。

1 试验

1.1 激光熔覆

基体材料为加工成 $40\ mm \times 40\ mm \times 10\ mm$ 的45

钢试样。在金相预磨机上将45钢表面的氧化皮打磨掉,然后用砂纸磨至表面肉眼看不见划痕,最后用酒精清洗表面。

按 $FeCoCr_{0.5}NiBSi_x$ (下标为摩尔比,未标注为1)中 x 为0,0.1,0.2,0.3,0.4配制5种成分的合金混合粉末,原料为:纯度98%的还原铁粉,粒度400目;纯度99%的Co粉,粒度200目;纯度99.95%的Cr粉,粒度200目;纯度99.5%的Ni粉,粒度200目;硼铁,粒度80目;雾化硅铁,粒度40目。B和Si分别以硼铁、硅铁的形式加入,是为了避免B和Si在激光熔覆过程中烧损和宏观偏析。硼铁的成分(质量分数)为:20%B,0.5%C,4%Si,0.5%~2.5%Mn,其余为Fe。硅铁的成分(质量分数)为:43.35%Si,0.52%Mn,0.028%P,0.43%C,0.018%S,其余为Fe。

采用机械压制法在45钢基体上预先压制1.5 mm厚的合金粉末层,机械压制装置为实验室自制的压粉装置^[7]。激光熔覆设备为TruDisk 2002碟片激光器,熔覆过程中采用氩气保护。为获得表面平整、稀释率小的高熵合金涂层,通过实验确定了合适的激光熔覆参数:功率2 kW,离焦量+80 mm,扫描速度4 mm/s,搭接率50%,氩气气压0.2 MPa。后文中将不同Si含量的 $FeCoCr_{0.5}NiBSi_x$ 高熵合金涂层简记为Si0, Si0.1, Si0.2, Si0.3, Si0.4。

1.2 表征及测试

采用日本理学D/Max Ultima III型X射线衍射仪(XRD)对涂层进行物相结构分析。采用日立S3400-II型扫描电镜(SEM)分析涂层截面的组织(取样方向与激光扫描方向垂直),并用SEM附带的能谱仪(EDS)进行微区成分分析。

采用THV-1MD显微维氏努氏硬度计,沿横截面方向等间距测试涂层的显微硬度,测试部位在涂层的中部,间距为0.2 mm,测试载荷为500 g,保压时间为

10 s。采用 Agilent G2000 Nano Indenter 纳米压痕仪测试不同相的硬度,测试最大载荷为 600 mN,测试时间 300 s。采用 UMT-3 型往复摩擦试验机测试涂层在室温、干摩擦条件下的耐磨性能,摩擦方式为球盘式,磨球材料为 $\phi 3$ mm 的 WC 球,载荷为 10 N,频率为 5 Hz,时间为 20 min。采用 Alpha-Step IQ 接触式轮廓仪测量磨损体积。

2 结果与分析

2.1 涂层的宏观形貌

由于激光熔覆时的快速加热和快速冷却,凝固过程中不可能有足够的液态金属补充,并且随后固态合金在冷却收缩过程中受到周围较冷基材的束缚,因此形成的应力往往难以得到释放,而一旦释放就容易形成裂纹。为了避免和减少裂纹的形成,在多道搭接前,先单道熔覆一次对基体进行预热,然后在附近进行多道搭接,如图 1 所示。由图 1 可见,单道熔覆一次对基体预热后,多道搭接熔覆的涂层形貌平整,无裂纹。

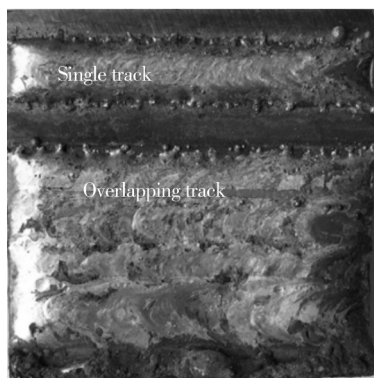


图 1 单道及多道熔覆涂层的形貌

Fig. 1 Single/overlapping track macroscopic morphology of the high entropy alloy cladding layer

2.2 涂层的物相结构和显微组织

图 2 为 FeCoCr_{0.5}NiBSi_x 高熵合金涂层的 XRD 衍射图谱及标定结果。分析图 2a 可知,不同配比的高熵合金涂层均由 FCC 相(主要为 Fe, Co, Ni)和 M₂B 相(M 主要是 Fe, Co, Cr, Ni)组成,没有复杂的金属间化合物出现,可见高熵效应抑制了复杂金属间化合物的析出。随着 Si 含量的增加, FCC 相的衍射峰逐渐增强, M₂B 相的衍射峰逐渐减弱。另外结合后面的组织分析可知,硼化物包含先共晶硼化物和共晶硼化

物,为了区别,将先共晶硼化物记为 M₂B,共晶硼化物记为 (M₂B)_e。

图 2b 为 FeCoCr_{0.5}NiBSi_x 高熵合金涂层 FCC 相 (111) 衍射峰的放大图。可以看出,随着 Si 含量的增加, FCC 相 (111) 衍射峰向右偏移,即向 2θ 增大的方向偏移。由微区 EDS 分析(后文表 1)可知, Si 固溶在 FCC 相中,随着 Si 含量的增加, FCC 中 Cr 的含量越来越少, Si 含量越来越多。Si 的原子半径为 0.146 nm, FCC 相中主要的 Fe 的原子半径为 0.172 nm,两者的半径差占 Fe 原子半径的 15.11%,满足有限置换固溶体的条件。所以,原子半径较小的 Si 可能置换了原子半径较大的 Cr,使得 FCC 相的晶面间距减小,根据布拉格定律,衍射峰向大角度方向偏移。

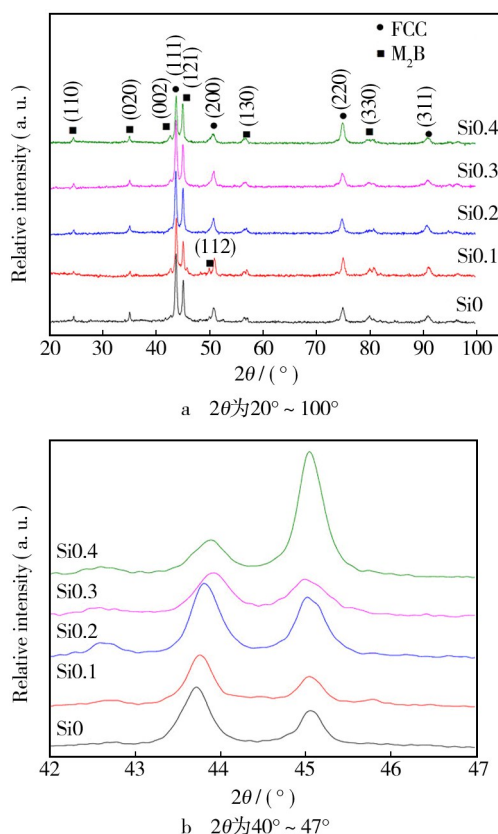
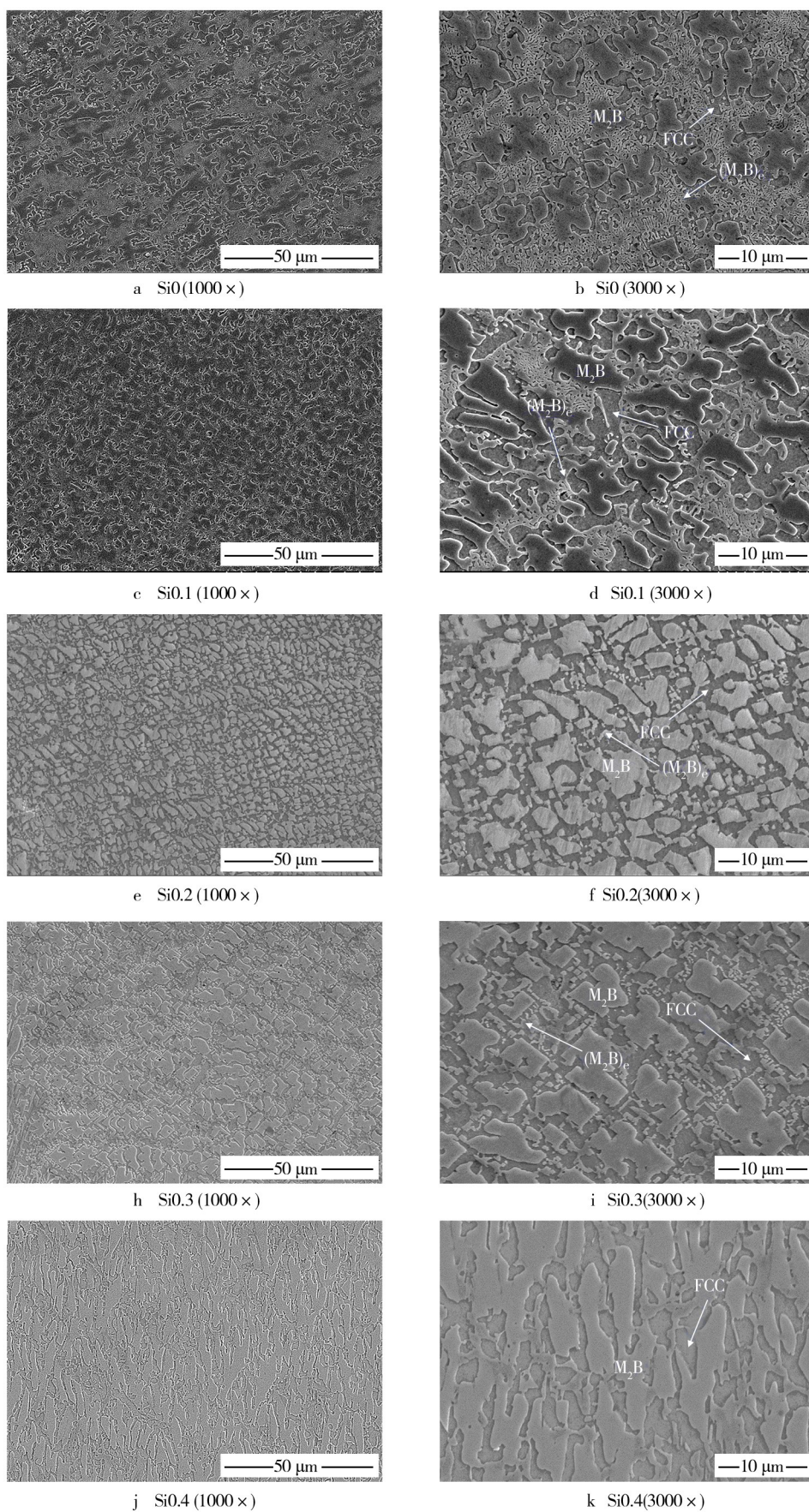


图 2 FeCoCr_{0.5}NiBSi_x 高熵合金涂层的 XRD 图谱

Fig. 2 XRD patterns of the FeCoCr_{0.5}NiBSi_x high-entropy alloy coatings

图 3 为 FeCoCr_{0.5}NiBSi_x 高熵合金涂层的典型显微组织。 x 为 0, 0.1, 0.2, 0.3 的 FeCoCr_{0.5}NiBSi_x 高熵合金涂层由先共晶 M₂B 相和共晶组织 (FCC 相和 (M₂B)_e 相) 组成,而 FeCoCr_{0.5}NiBSi_{0.4} 高熵合金涂层由 M₂B 相和 FCC 相组成。随着 Si 含量的增加,先共晶硼化物的相对含量逐渐增多,形态由块状(见图 3b, d, f, i)到短棒状;共晶硼化物的相对含量逐渐减少,

图3 FeCoCr_{0.5}NiBSi_x 高熵合金涂层的显微组织Fig. 3 Typical microstructure of FeCoCr_{0.5}NiBSi_x high-entropy alloy coatings

形态逐渐由蜂窝状(图 3b,d)到颗粒状(图 3f,i),最后消失(见图 3k)。随着 FCC 相和(M₂B)_e 相的相对含量和形态的变化,共晶组织的形态也由蜂窝状(见图 3b,d)到小颗粒状(见图 3f,i),再到完全消失(见图 3k)。

对 FeCoCr_{0.5}NiBSi_x 高熵合金涂层中的 FCC 相和 M₂B 相进行了 EDS 分析(由于(M₂B)_e 相尺寸较小,无法精确测定,故未分析),结果见表 1。从 Si0 高熵合金涂层的数据可以看出,FCC 相主要富集了 Fe, Co, Ni 元素, M₂B 相主要富集 Fe, Co, Cr 元素, Si 元素则主要固溶 in FCC 相中。分析表 1 数据可知,随着 Si 含量的增加, FCC 相中 Cr 的含量降低,这与前面 Si 置换 Cr 使得 FCC 相(111)面向右偏移的分析结果一致。

表 1 FeCoCr_{0.5}NiBSi_x 高熵合金涂层的微区 EDS 分析结果
Tab. 1 Compositions of different microstructure areas in FeCoCr_{0.5}NiBSi_x high-entropy alloy coatings

<i>x</i>	Zone	Atom percent/%					
		Fe	Co	Cr	Ni	B	Si
0	Nominal	22.22	22.22	11.11	22.22	22.22	0
	FCC	24.44	15.14	6.78	16.18	36.56	0.9
	M ₂ B	24.73	18.22	15.09	6.49	35.43	0.03
0.1	Nominal	21.74	21.74	10.87	21.74	21.74	2.17
	FCC	25.67	17.25	5.66	19.93	29.01	2.48
	M ₂ B	17.81	13.54	16.24	5.25	46.70	0.46
0.2	Nominal	21.28	21.28	10.64	21.28	21.28	4.25
	FCC	27.36	18.61	4.70	21.56	23.53	4.25
	M ₂ B	16.50	10.86	17.66	3.52	51.40	0.06
0.3	Nominal	20.83	20.83	10.42	20.83	20.83	6.25
	FCC	25.11	20.17	3.51	23.39	22.54	5.28
	M ₂ B	21.12	12.24	18.74	4.49	43.16	0.25
0.4	Nominal	20.41	20.41	10.20	20.41	20.41	8.16
	FCC	14.46	12.49	2.66	13.97	47.91	8.52
	M ₂ B	24.71	15.74	19.47	3.57	35.91	0.59

组织变化规律可以借助图 4 的 FeCoCr_{0.5}NiBSi_x 高熵合金二元共晶相图来解释,横坐标 *x* 表示 Si 的原子数分数。根据图 4 可知, Si0 涂层到 Si0.3 涂层都位于亚共晶区。随着 Si 含量的增加, FCC 相体积分数逐渐增大, M₂B 相的体积分数逐渐减小,可见 Si 的加入使得 M₂B 相转变为了 FCC 相。此外, Si 的加入使得共晶组织的体积分数逐渐减小,当 *x* = 0.4 (即 Si0.4 涂层)时,根据杠杆原理,共晶组织的体积分数为 0,即共晶组织消失。

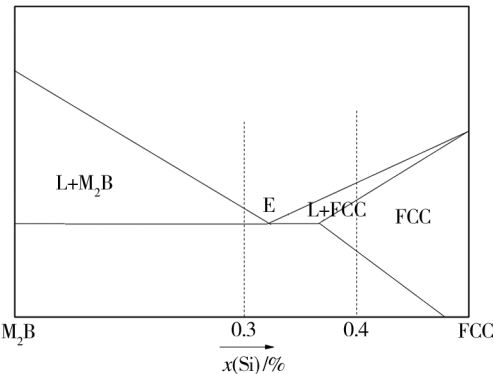


图 4 FeCoCr_{0.5}NiBSi_x 高熵合金的共晶相图

Fig. 4 Schematic eutectic phase diagram of the FeCoCr_{0.5}NiBSi_x high entropy alloys

2.3 涂层的硬度

显微硬度的测试结果(图 5)显示, Si0, Si0.1, Si0.2, Si0.3, Si0.4 涂层的平均硬度分别为 723, 709, 645, 613, 820HV0.5。可见随着 Si 含量 *x* 从 0 增至 0.3, 涂层的平均硬度下降,但继续增加到 0.4 时,涂层的硬度急剧升高。

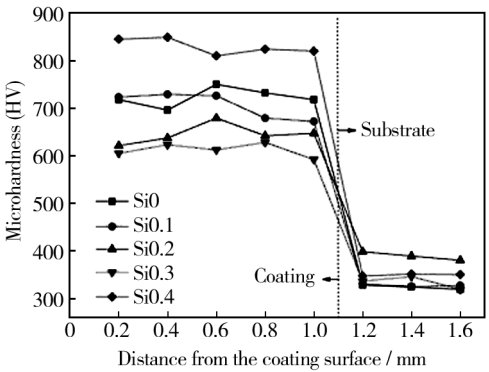


图 5 FeCoCr_{0.5}NiBSi_x 高熵合金涂层的显微硬度

Fig. 5 Microhardness distribution of FeCoCr_{0.5}NiBSi_x high-entropy alloy coatings

表 2 为 Si0, Si0.2, Si0.4 高熵合金涂层 FCC 相和 M₂B 相纳米压痕后得到的硬度值(由于 Si0.1 涂层的组织和 Si0 涂层一样,只是 FCC 相体积分数增加了,所以只测了 Si0 涂层的硬度;同理 Si0.2 涂层和 Si0.3 涂层中,选择 Si0.2 涂层测试硬度值)。可以看出,随着 Si 含量的增加, FCC 相的硬度值增大(原因是原子半径小的 Si 不断固溶在 FCC 相中而置换出了半径大的 Cr), M₂B 相的硬度值减小。*x* 从 0 增至 0.3 时, M₂B 相的硬度值(与文献[15]中测出的硬度值一致)下降起主要作用,因此涂层的硬度值降低;但到 *x* = 0.4 时, FCC 相的硬度值达到了 191 GPa,且 FCC 相

的体积分数也增大,这使得涂层的硬度达到较大值。

表2 高熵合金涂层不同相纳米压痕后的硬度值

Tab.2 The result of hardness measurement with the nanoindenter of Si0, Si0.2, Si0.4 high-entropy alloys coatings

GPa			
相	Si0	Si0.2	Si0.4
FCC	102	147	191
M2B	423	337	287

2.4 涂层的耐磨性

图6为 $\text{FeCoCr}_{0.5}\text{NiBSi}_x$ 高熵合金涂层的磨损体积和平均硬度的关系。从图6可以看出,随着Si含量的增加,涂层的磨损体积先逐渐增大,然后减小,即耐磨性先降低,后增加。 $\text{FeCoCr}_{0.5}\text{NiBSi}_{0.3}$ 涂层磨损体积最大,为 $0.004\ 06\ \text{mm}^3$,耐磨性最差; $\text{FeCoCr}_{0.5}\text{NiBSi}_{0.4}$ 涂层磨损体积最小,为 $0.002\ 33\ \text{mm}^3$,耐磨性最好。 $\text{FeCoCr}_{0.5}\text{NiBSi}_x$ 高熵合金涂层的耐磨性和平均硬度呈正相关关系,在本实验条件下,二者之间的变化规律符合经典的Archard定律^[16]。

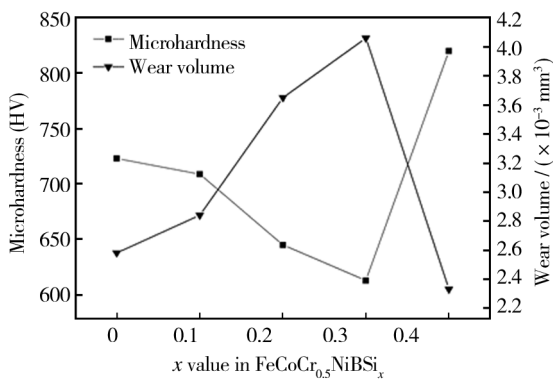
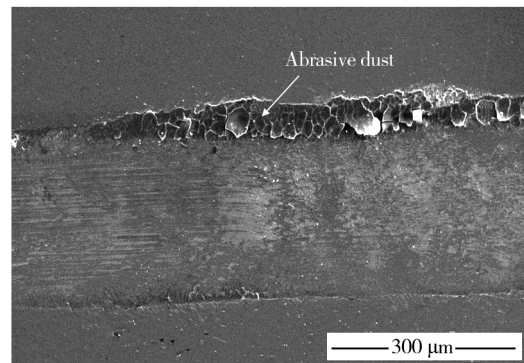


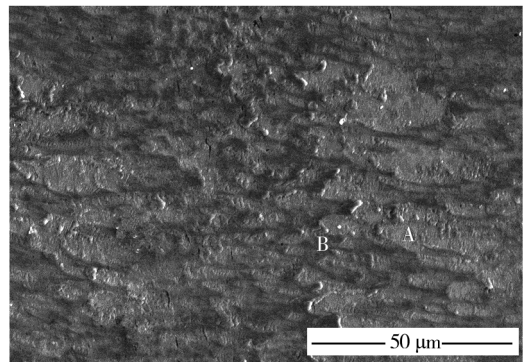
图6 $\text{FeCoCr}_{0.5}\text{NiBSi}_x$ 高熵合金涂层的磨损体积和平均硬度

Fig.6 Relationships between wear volume and average hardness of $\text{FeCoCr}_{0.5}\text{NiBSi}_x$ high-entropy alloy coatings

图7为 $\text{FeCoCr}_{0.5}\text{NiBSi}_{0.4}$ 高熵合金涂层摩擦后的表面形貌。如图7a所示,摩擦时被磨掉的涂层在磨痕边缘地带形成了堆叠带。如图7b所示,磨损后的表面由A和B两个区域组成,对A和B区域分别进行能谱分析,结果见表3。A区域的O含量明显少于B区域,说明A区域为磨损掉的区域,B区域为没有磨损掉的区域。另外,B区域的Fe含量明显高于A区域,说明B区域的硬度高于A区域。在磨损时,硬度值低的相在WC球的循环作用下疲劳脱落,而硬度较大的相未被磨损掉,可见 $\text{FeCoCr}_{0.5}\text{NiBSi}_{0.4}$ 高熵合金涂层的磨损机制主要是疲劳磨损。



a 150 ×



b 1000 ×

图7 $\text{Si}_{0.4}$ 摩擦后的表面形貌

Fig.7 Wear surface morphology of $\text{FeCoCr}_{0.5}\text{NiBSi}_{0.4}$ high-entropy alloy coating

表3 $\text{FeCoCr}_{0.5}\text{NiBSi}_{0.4}$ 高熵合金涂层摩擦表面微区能谱分析结果

Tab.3 Compositions of different wear surface areas in $\text{FeCoCr}_{0.5}\text{NiBSi}_{0.4}$ high-entropy alloy coatings

Zone	Atom percent/%						
	B	O	Si	Cr	Fe	Co	Ni
A	48.5	6.4	1.9	2.7	27.5	7.0	5.9
B	15.4	24.5	2.0	4.8	36.3	9.6	6.5

3 结论

1) 激光熔覆 $\text{FeCoCr}_{0.5}\text{NiBSi}_x$ 高熵合金涂层由FCC相和 M_2B 相组成。随着Si含量的增加,FCC相的含量逐渐增多, M_2B 相的含量逐渐减少,且共晶组织由蜂窝状到颗粒状,其含量逐渐减小,直至消失。

2) 随着Si含量的增加,涂层硬度和耐磨性呈正相关关系,均是先降低,后增大。

参考文献

- [1] YE H J W, CHEN S K, LIN S J, et al. Nanostructured High-

- entropy Alloys with Multiple Principal Elements; Novel Alloy Design Concepts and Outcomes[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2004, 6(5): 299—303.
- [2] SENKOV O N, SENKOV S V, DIMIDUK D M, et al. Microstructure and Properties of a Refractory NbCrMo_{0.5}Ta_{0.5}TiZr Alloy[J]. *Materials Science and Engineering*, 2012, 47(18): 6522—6534.
- [3] WU Y D, CAI Y H. A Refractory Hf₂₅Nb₂₅Ti₂₅Zr₂₅ High Entropy Alloy with Excellent Structure Stability and Tensile Properties[J]. *Science*, 2014, 130(3): 277—280.
- [4] TIAN F, VARGA L K, CHEN N, et al. Ab initio Design of Elastically Isotropic TiZrNbMoV_x High Entropy Alloys[J]. *Journal of Alloy and Compounds*, 2014, 599: 19—25.
- [5] CHENG J, LIU D, LIANG X, et al. Microstructure and Compressive of NbTiVTaAl_x High Entropy Alloys[J]. *Procedia Engineering*, 2012, 36: 292—298.
- [6] 彭佳, 彭子博. 多组元高熵合金涂层的研究进展[J]. *表面技术*, 2013, 42(6): 73—77.
- PENG Jia, PENG Zi-bo. Research Progress of High Entropy Alloy Coatings[J]. *Surface Technology*, 2013, 42(6): 73—77.
- [7] 黄祖凤, 张冲, 唐群华, 等. 退火对激光熔覆 FeCoCrNiB 高熵合金涂层组织结构和硬度的影响[J]. *表面技术*, 2013, 42(1): 9—13.
- HUANG Zu-feng, ZHANG Chong, TANG Qun-hua, et al. Effect of Annealing on the Microstructure and Hardness of Laser Cladding FeCoCrNiB High Entropy Alloy Coating[J]. *Surface Technology*, 2013, 42(1): 9—13.
- [8] 周思华, 晁明举, 刘奎立, 等. 原位生成 WC-B₄C 增强镍基激光熔覆层及其性能研究[J]. *表面技术*, 2014, 43(3): 25—30.
- ZHOU Si-hua, CHAO Ming-ju, LIU Kui-li, et al. Research on in-situ Synthesis of WC-B₄C Reinforced Ni-based Coatings[J]. *Surface Technology*, 2014, 43(3): 25—30.
- [9] 项坤, 王维, 杨光, 等. 钛合金单道激光熔覆工艺的研究[J]. *表面技术*, 2013, 42(1): 91—94.
- XIANG Kun, WANG Wei, YANG Guang, et al. Study on Titanium Alloy Single Track Laser Cladding Progress[J]. *Surface Technology*, 2013, 42(1): 91—94.
- [10] 熊晓晨, 燕怒, 韩晓琪. 轴承钢磁控溅射 TiN 涂层工艺参数对其性能的影响[J]. *表面技术*, 2014, 43(1): 67—71.
- XIONG Xiao-chen, YAN Nu, HAN Xiao-qi. Influence of Magnetron Sputtering Parameter on Surface Properties of TiN-coated Bearing Steel[J]. *Surface Technology*, 2014, 43(1): 67—71.
- [11] LIU S, GAO M C, LIAW P K, et al. Microstructures and Mechanical Properties of Al_xCrFeNiTi_{0.25} Alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015(619): 610—615.
- [12] 黄标, 张冲, 程虎, 等. 激光熔覆 FeCoCr_xNiB 高熵合金涂层的组织结构和耐磨性[J]. *中国表面工程*, 2014(7): 4—8.
- HUANG Biao, ZHANG Chong, CHENG Hu, et al. Research on the Microstructure and Wear Resistance of FeCoCr_xNiB High-entropy Alloy Coatings Prepared by Laser Cladding[J]. *Chinese Surface Engineering*, 2014(7): 4—8.
- [13] HUANG Can, ZHANG Yong-zhong, SHEN Jian-yun, et al. Thermal Stability and Oxidation Resistance of Laser Clad TiVCrAlSi High Entropy Alloy Coating on Ti-6Al-4V Alloy[J]. *Surface & Coating Technology*, 2011(206): 1389—1395.
- [14] YE Xiao-yang, MA Ming-xing, LIU Wen-jin, et al. The Property Research on High-entropy Alloy Al_xFeCoNiCuCr Coating by Laser Cladding[J]. *Science Direct*, 2011, 12: 303—312.
- [15] KULKA M, MAKUCH N, DZIARSKI P, et al. A Study of Nanindentation for Mechanical Characterization of Chromium and Nickel Borides, Mixtures Formed by Laser Boriding[J]. *Science Direct*, 2014(40): 6083—6094.
- [16] HSU C, YE H J, CHEN S, et al. Wear Resistance and High-temperature Compression Strength of Fcc CuCoNiCrAl_{0.5}F Alloy with Boron Addition[J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2004, 35(5): 1465—1469.

(上接第84页)

- [14] OLIVER W C, PHARR G M. An Improved Technique for Determining Hardness and Elastic Modulus Using Load and Displacement Sensing Indentation Experiments[J]. *Journal of Materials Research*, 1992, 7: 1538—1564.
- [15] OLIVER W C, PHARR G M. Measurement of Hardness and Elastic Modulus by Instrumented Indentation; Advances in Understanding and Refinements to Methodology[J]. *Journal of Materials Research*, 2004, 19: 3—20.
- [16] DOERNER M F, GARDNER D S, NIX W D. Plastic Properties of Thin Films on Substrates as Measured by Submicron indentation Hardness and Substrate Curvature Techniques[J]. *Journal of Materials Research*, 1986, 1(6): 845—851.