

退火对激光熔覆 FeCoCrNiB 高熵合金涂层组织结构与硬度的影响

黄祖凤¹, 张冲¹, 唐群华¹, 戴品强^{1,2}, 吴波¹

(1. 福州大学 材料科学与工程学院, 福州 350108; 2. 福建工程学院 材料科学与工程学院, 福州 350108)

[摘要] 在 Q235 钢基材表面制备 FeCoCrNiB 高熵合金涂层, 涂层致密, 无裂纹和气孔, 由条状 M_3B 相和基体 fcc 相两相组成。分析了涂层具有这种相组成的原因。研究了高温退火对涂层组织结构及硬度的影响, 结果表明: 900 °C 或 1000 °C 退火后, 涂层中析出了颗粒状和短棒状的 M_3B 相; 1150 °C 退火后, 条状、颗粒状和短棒状组织均消失, 形成了粗大的块状 M_3B 相, 块状组织硬度达 1188HV; 涂层具有较好的耐高温软化性能, 900 °C 或 1000 °C 退火后, 硬度仅分别下降约 7% 和 9%。

[关键词] 高熵合金; 涂层; 激光熔覆; 高温退火

[中图分类号] TG174.45; TG156.99

[文献标识码] A

[文章编号] 1001-3660(2013)01-0009-05

Effects of Annealing on the Microstructure and Hardness of Laser Cladding FeCoCrNiB High-entropy Alloy Coating

HUANG Zu-feng¹, ZHANG Chong¹, TANG Qun-hua¹, DAI Pin-qiang^{1,2}, WU Bo¹

(1. College of Materials Science and Engineering, Fuzhou University, Fuzhou 350108, China;

2. Department of Materials Science and Engineering, College of Fujian University of Technology, Fuzhou 350108, China)

[Abstract] FeCoCrNiB high-entropy alloy coating was prepared on the Q235 steel substrate. The coating is free of crack and pore defect, which is composed of rod-like M_3B phase and fcc matrix phase. Formation mechanism of the phases was analyzed. Effects of high temperature annealing on microstructure and microhardness were investigated. The results show: after annealed at 900 °C and 1000 °C, some granular and short rod-like M_3B phase are precipitated in coating; After annealed at 1150 °C, rod-like, granular and short rod-like structure disappear, a blocky M_3B phase forms, the microhardness of blocky phase is 1188HV; The coating exhibits excellent resistance to high temperature softening, the decrease of microhardness is only about 7% and 9% after annealed at 900 °C and 1000 °C.

[Key words] high-entropy alloy; coating; laser cladding; high temperature annealing

高熵合金有别于传统合金,它具有多种主元,由 5 ~ 13 种元素组成,每种元素的摩尔分数介于 5% ~ 35% 间,其性能是由多种主元共同作用决定的^[1]。通过适当的成分设计,可以获得高强度、高硬度、耐磨、耐腐蚀和耐高温软化的高熵合金^[2-4]。目前对高熵合金的研究主要集中在尺寸较小的块体材料上,此外制备高熵合金所用的金属元素大都比较昂贵,如钴、铬和镍。在低价的钢基体上制备高熵合金涂层,对于拓展高熵合金的实际应用具有很大的意义。已经有学者通过磁控溅射和电沉积的方法制备出了高熵合金涂层^[5-7],但是得到的涂层太薄,不能满足重载应用场合。

激光熔覆具有高的加热和冷却速率,涂层与基体为冶金结合,结合强度高,涂层厚度最高可达几毫米。此外,激光熔覆的快速凝固特点能够使合金组织细化,从而获得较高的硬度和耐磨性能。但目前关于激光熔覆高熵合金涂层的研究较少,还处于起步阶段^[8-11]。文中采用激光熔覆方法制备 FeCoCrNiB 高熵合金涂层,研究高温退火对涂层的影响。

1 实验

激光熔覆设备为 GFT-IVB 型 CO₂ 横流激光器。

[收稿日期] 2012-09-13; **[修回日期]** 2012-10-14

[基金项目] 国家自然科学基金资助项目(51171046, 50971043); 福建省自然科学基金资助项目(2012J01202); 福建省高校产学研合作重大项目(2010H60001)

[作者简介] 黄祖凤(1988—),男,福建人,硕士生,主攻新型金属材料。

[通信作者] 戴品强(1963—),男,福建人,博士,教授,主要研究方向为新型金属材料。

所用基材为 Q235 钢板,将其加工为 40 mm×20 mm×10 mm 的试样,表面用砂纸打磨,并依次用酒精和丙酮清洗干净。按 FeCoCrNiB 等摩尔配比要求,将纯度高于 99% 的 Fe 粉、Co 粉、Cr 粉、Ni 粉及硼铁粉混合,获得熔覆材料,前四种粉末的粒度为 200 ~ 300 目。选择将 B 以硼铁粉的形式加入,是考虑到 B 的密度和热性能与其它金属元素之间差别较大,为避免 B 在激光熔覆过程中出现宏观偏析而造成涂层的分层。硼铁粉的粒度为 80 目,其化学成分(以质量分数计)为:B 20%,C 0.5%,Si 4.0%,P 0.2%,Al 0.5%,余下为 Fe。

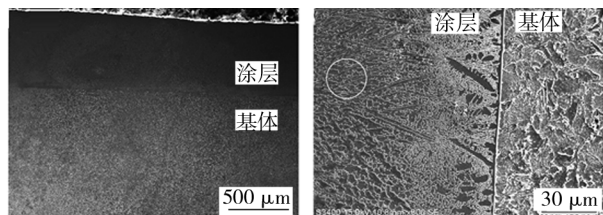
将混合粉末机械研磨均匀后,与粘接剂(醋酸纤维素的丙酮溶液)混合,涂覆在基材表面,预置涂层厚度约为 1 mm。将涂覆好的试样放入干燥箱中,在 150 ℃ 烘烤 2 h,之后进行激光熔覆,并高温退火。激光熔覆时用氩气作为保护气体,工艺参数为:激光功率 1.6 kW,光斑直径 4 mm,扫描速度 150 mm/min,搭接率 50%。高温退火处理工艺如下:退火温度为 900,1000 或 1150 ℃,保温时间为 5 h。

采用日立 S3400 扫描电镜(SEM)分析试样截面的组织,取样方向与激光扫描方向垂直,并利用 SEM 附带的能谱仪(EDS)进行微区成分分析。采用日本理学 D/Max Ultima III XRD 进行相结构分析。用 DHV-1000 型显微维氏硬度计,从基体开始,沿横截面方向测试熔覆层的显微硬度,间距为 0.1 mm,测试载荷为 200 g,加载时间为 15 s。

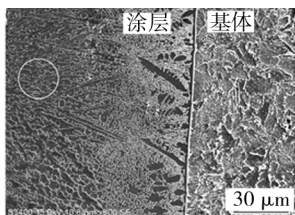
2 结果与讨论

2.1 涂层的组织结构

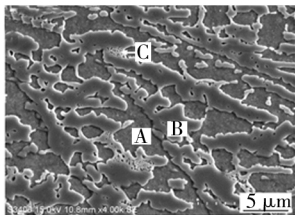
图 1 为 FeCoCrNiB 高熵合金涂层的横截面显微组织。从图 1a 可以看出,涂层厚度较均匀,无裂纹和气



a 横截面



b 涂层与基体界面处



c 典型显微组织

图 1 涂层的显微组织

Fig. 1 Microstructure of coating

孔,与基体结合良好。B 元素在激光熔覆过程中具有脱氧、自熔和造渣作用,部分 B 会优先与合金粉末中的氧及基体表面的氧化物一起熔融,形成的低熔点硼酸盐覆盖在熔池表面,防止液态金属被继续氧化,同时也会提高熔体和基体间的润湿性,大大减少熔覆层中的夹杂和气孔。由于 Co, Cr, Ni 和 Fe 的熔点相近,因此通过选择合适的工艺参数,能较为容易地防止基体或熔覆材料过度熔化,从而获得与基体呈良好冶金结合且稀释率较小的高熵合金涂层。

从图 1b 可以看出,涂层与基体界面处有一较薄的条带。这是由于凝固时,固液界面处液相内的温度梯度 G_L 极大,故而温度梯度 G_L 和凝固速度 R 的比值 G_L/R 极大,此时固液界面为平面状,该界面向前推进而形成一层平面晶组织。随着固液界面的继续推进, G_L 迅速减小, R 增大,固液界面变得凹凸不平,组织变为由颗粒状组织和灰色基体组织组成,细小的颗粒状组织分布于灰色基体组织中。随着 G_L 继续减小和 R 继续增大,颗粒状组织向条状组织转变。图 1c 为图 1b 中圆圈位置的放大,可以发现,涂层由灰色基体组织(A 区域)、条状组织(B 区域)和白色共晶组织(C 区域)组成。

图 2 为 FeCoCrNiB 高熵合金涂层的 XRD 图谱。经标定,可以发现涂层由 fcc 相和 M_3B 相组成(M 代表金属元素)。

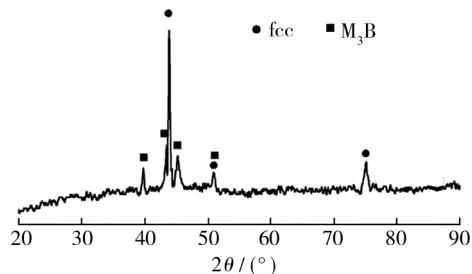


图 2 涂层的 XRD 谱

Fig. 2 XRD patterns of coating

表 1 为 FeCoCrNiB 高熵合金涂层的 EDS 分析结果(B 属于轻金属元素,测试不精确,其测试结果有一定的偏差)。可以看出,Fe 在涂层中实际的原子数分数比 Cr, Co 和 Ni 高 6% ~ 10%,这是由基体稀释所引起的。该稀释程度在合理范围内,一定程度的稀释能保证涂层与基体具有良好的冶金结合。Ni 的实际含量比 Cr 和 Co 略低,这是因为 Ni 在激光熔覆过程中发生了少部分烧损。Fe, Co 和 Ni 富集于灰色基体组织(图 1c A 区域)中,而该区域中 B 和 Cr 的含量较低,结合 XRD 分析结果可以判断,灰色基体组织对应 fcc 相。条状组织(图 1c B 区域)中, B 和 Cr 含量较高, Fe 含量次之, Co 和 Ni 仅少量,结合 XRD 分析结果判断,条状

组织对应 M_3B 相,即 $(Cr,Fe,Co,Ni)_3B$ 相。白色共晶组织(图 1c C 区域)与条状组织相连,为 M_3B 相与 fcc 相所组成的共晶组织。

表 1 涂层的 EDS 分析结果

Tab.1 EDS analysis results of coating

分析区域	元素的原子数分数/%				
	B	Cr	Fe	Co	Ni
名义成分	20	20	20	20	20
实际成分	24.34	18.45	24.94	17.06	15.21
图 1c A	11.41	11.16	30.18	23.41	23.84
图 1c B	29.53	33.17	19.81	12.20	5.29

热力学中是通过计算相变的吉布斯自由能改变量 ΔG ,来判断相变能否进行。某一温度下,相变的 ΔG 计算公式如下^[11]:

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S \tag{1}$$

式中: ΔH 为焓变; ΔS 为熵变。根据正规熔体模型,等原子比的 n 种原子形成固溶体时,混合熵计算公式为^[11]:

$$\Delta S = R \ln n \tag{2}$$

式中: $R = 8.314 \text{ J}/(\text{K} \cdot \text{mol})$,为理想气体常数。根据公式(2),多主元合金形成固溶体时, ΔS 很大,使得 ΔG 较负,因而容易抑制化合物相的生成,形成简单的固溶体相。但实验中发现,并非所有的高熵合金在凝固时都仅形成固溶体相,有部分的高熵合金会生成化合物相^[12-13]。根据公式(1)可知,合金凝固时形成的是简单固溶体,还是化合物,由 ΔH 和 ΔS 共同决定。表 2 为各元素间的混合焓^[14]。可以看出,B 与 Cr 的混合焓最小(值较负),其次为 B 与 Fe,B 与 Co,Ni 的混合焓也均较小,因而在 FeCoCrNiB 合金凝固时,形成硼化物相的 ΔH 很小(值较负),对 ΔG 的影响程度大于 ΔS ,即形成硼化物相的 ΔG_1 小于形成固溶体相的 ΔG_2 (ΔG_1 值较负),所以凝固时会形成硼化物相,而不是仅仅形成固溶体相。目前的相图只针对二元合金和少部分三元合金系统,但 B-Fe,B-Cr,B-Co 和 B-Ni 二元合金相图^[15]可以辅助说明,B 与 Fe,Cr,Co,Ni 都极易形成硼化物相。在凝固过程中,B 与 Fe,Cr,Co,Ni 会形成 $(Cr,Fe,Co,Ni)_3B$ 相,即 M_3B 相,由于与 B 的混合焓从小到大依次为 B-Cr,B-Fe,B-Co 和 B-Ni,因此该相中 Cr 含量最高,其次为 Fe,Co 和 Ni 含量相对较少。fcc 相则是由 Fe,Co 和 Ni 偏聚形成。

表 2 各元素间的混合焓

Tab.2 Mixing enthalpy of different atom-pair

元素	B-Fe	B-Co	B-Cr	B-Ni	Fe-Co
混合焓/ $(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$	-26	-24	-31	-24	-1
元素	Fe-Cr	Fe-Ni	Co-Cr	Co-Ni	Cr-Ni
混合焓/ $(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$	-1	-2	-4	0	-7

2.2 退火温度对涂层相结构的影响

图 3 为 FeCoCrNiB 高熵合金涂层经不同温度退火后的 XRD 图谱及其标定结果。可以发现,在不同温度退火,涂层的相组成没有发生改变,仍由 fcc 相和 M_3B 相组成。随着退火温度的提高, M_3B 相对应峰的峰强不断增加,说明退火温度的提高使涂层中 M_3B 相的相对含量增加,fcc 相的相对含量减少。

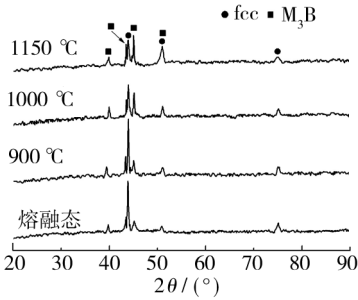


图 3 涂层经不同温度退火后的 XRD 图谱
Fig.3 XRD patterns of coatings after annealed at different temperature

2.3 退火温度对涂层显微组织的影响

图 4 为 FeCoCrNiB 高熵合金涂层经不同温度退火后的显微组织。从图 4a 可以看出,与熔覆态相比,经 900 °C 退火后,共晶组织消失,基体上析出了较多颗粒状/短棒状组织,涂层由条状组织、颗粒状/短棒状组织及基体组织组成。从图 4b 可以看出,退火温度为 1000 °C 时,涂层的显微组织相比图 4a 未发生明显变化,只是颗粒状/短棒状组织增多。从图 4c 和 d(d 图 为 c 图中圆圈的放大)可以看出,退火温度为 1150 °C 时,涂层显微组织发生了明显变化,条状、颗粒状和短棒状组织消失,形成了粗大的块状组织。

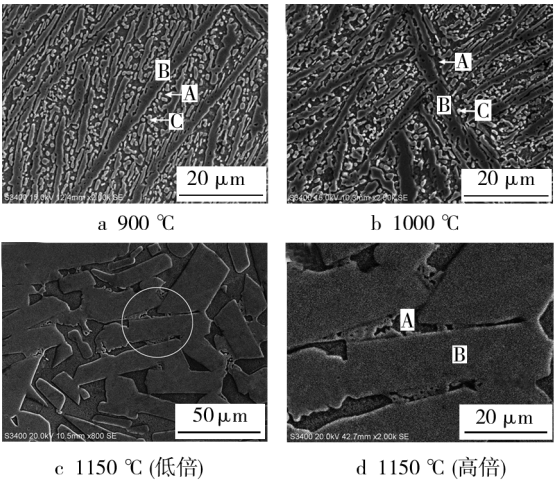


图 4 涂层经不同温度退火后的显微组织
Fig.4 Microstructure of coatings after annealed at different temperature

表 3 为 FeCoCrNiB 高熵合金涂层经不同温度退火后的 EDS 分析结果。可以看出,900 °C 退火后析出的

颗粒状组织与条状组织的成分基本一样,同样是 B 和 Cr 含量较高,Fe 含量次之,Co 和 Ni 含量较低,结合 XRD 分析结果(900 °C 退火后,涂层中未出现新相)可以判断,析出的颗粒状和短棒状组织仍为 M_3B 相。当退火温度为 1000 °C 时,涂层中析出了更多的颗粒状和短棒状组织,其成分依然和条状组织基本相同,说明析出了更多的 M_3B 相,这也与 XRD 分析结果一致。与 900 °C 和 1000 °C 退火后的条状组织相比,1150 °C 退火后形成的块状组织中,Cr 和 Fe 含量略高,Co 和 Ni 含量略低,XRD 分析结果显示,涂层依然由 fcc 相和 M_3B 相组成,因此可以判断其仍为 M_3B 相,只是此时 M_3B 相中 Cr 和 Fe 原子所占的比例略微增加,Ni 和 Co 原子的比例略微降低。

表 3 涂层经不同温度退火后的 EDS 分析结果

Tab.3 EDS analysis results of coatings after annealed at different temperature

退火温度/°C	分析区域	元素的原子数分数/%				
		B	Cr	Fe	Co	Ni
900	图 4a A	12.13	12.14	31.18	22.95	21.60
	图 4a B	31.99	29.22	21.53	12.41	4.79
	图 4a C	30.27	26.21	22.98	14.86	5.69
1000	图 4b A	9.32	14.91	32.43	22.08	21.24
	图 4b B	32.78	29.69	23.06	10.91	3.45
	图 4b C	31.62	30.84	24.36	10.77	2.40
1150	图 4d A	9.33	11.23	32.29	24.16	22.96
	图 4d B	27.90	37.45	25.14	7.60	1.89

虽然存在一定程度的稀释和成分偏析,但可以发现,未出现基体固溶体相(fcc 相)中某元素原子数分数超过 35% 的情况,表明涂层由 Fe,Co,Cr,Ni 和 B 多种元素共同组成,具有较大的晶格畸变,原子扩散缓慢。激光熔覆过程中的冷却速度极快,可以达到 $10^4 \sim 10^6$ K/s^[12],快速冷却会增加固溶体中固溶原子的过饱和度和固溶体中高的过饱和度会导致其在温度升高时不可避免地发生原子扩散,析出新相,从而降低晶格畸变能^[16],因此基体固溶体相中过饱和的 B 在退火时会与 Cr,Fe,Co,Ni 形成 $(Cr,Fe,Co,Ni)_3B$ 相,即 M_3B 相。所以,900 °C 和 1000 °C 退火后,涂层基体组织上会析出颗粒状和短棒状的 M_3B 相。退火温度越高,原子扩散速度越快,因而 1000 °C 退火后析出的 M_3B 相更多。1150 °C 退火时,原子扩散速度更快,扩散更充分,从而形成了粗大的块状 M_3B 相。

2.4 退火温度对涂层显微硬度的影响

图 5 为 FeCoCrNiB 高熵合金涂层经不同温度退火后的显微硬度分布。熔覆态、900 °C 退火态和 1000 °C 退火态涂层的平均显微硬度分别为 631HV,587HV 和 575HV,且硬度分布都较均匀。1150 °C 退火后,形成

的块状 M_3B 相较于粗大,实验中分别测定了 M_3B 相和 fcc 相的硬度:块状 M_3B 硬质相硬度很高,平均值为 1188HV;fcc 相的硬度较低,平均值为 405HV。

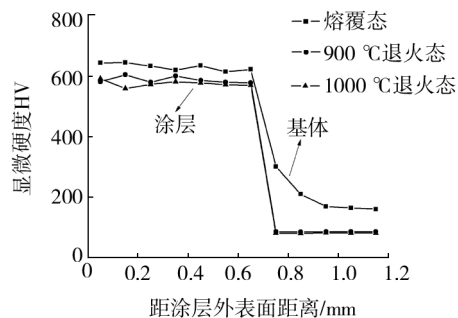


图 5 涂层经不同温度退火后的显微硬度分布

Fig.5 Microhardness distribution of coatings after annealed at different temperature

在激光熔覆过程中,一部分 B 原子与其它金属原子形成硼化物硬质相,另一部分 B 原子作为间隙原子固溶在基体 fcc 相中,快速凝固时,固溶原子的固溶度极限增大,有更多的 B 原子固溶在固溶体中,增加了晶格畸变和晶体点阵致密度,所以涂层硬度可达 631HV。FeCoCrNiB 高熵合金涂层具有良好的耐高温软化性能,900 °C 或 1000 °C 退火后,涂层硬度仅分别下降约 7% 和 9%,这是由退火过程中的组织结构变化决定的。退火后,涂层基体(fcc 相)上析出颗粒状和短棒状 M_3B 硬质相,硬质相的析出一方面起到了弥散强化效果,另一方面削弱了固溶强化效果,弥散强化效果在很大程度上抵消了其对固溶强化的削弱,因此涂层依然具有较高的硬度。此外退火后,Q235 钢基体的硬度由退火前的 166HV 下降到 85HV 左右,下降了约 50%;靠近涂层的热影响区是由于激光熔覆快速冷却而形成的,为马氏体组织^[17],其硬度也由退火前的 301HV 下降到 85HV 左右。

3 结论

1) FeCoCrNiB 高熵合金涂层由条状 M_3B 相和基体 fcc 相组成,凝固时生成 M_3B 化合物相是因为该相变过程的焓降低程度较大。

2) 随着高温退火温度的提高,涂层中 M_3B 相的相对含量提高,fcc 相的相对含量降低,但相组成未发生改变。900 °C 退火后,涂层中析出了颗粒状和短棒状的 M_3B 相,与之相比,1000 °C 退火的涂层组织未发生明显改变,只是颗粒状和短棒状组织增多。1150 °C 退火后,条状、颗粒状和短棒状组织消失,形成了粗大的块状 M_3B 相,其硬度高达 1188HV。

3) FeCoCrNiB 高熵合金涂层具有良好的耐高温

软化性能,在 900 ℃ 或 1000 ℃ 退火后,硬度仅分别下降约 7% 和 9%。

[参 考 文 献]

- [1] YE H J W, CHEN S K, LIN S J. Nano-structured High Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes[J]. Advanced Engineering Materials, 2004, 6(5): 299—303.
- [2] TONG C J, CHEN M R, CHEN S K, et al. Mechanical Performance of the $\text{Al}_x\text{CoCrCuFeNi}$ High-entropy Alloy System with Multiprincipal Elements[J]. Metallurgical and Materials Transaction, 2005, 36(4): 1263—1271.
- [3] SENKOV O N, WILKS G B, MIRACLE D B. Refractory High-entropy Alloys [J]. Intermetallics, 2010, 18(9): 1758—1765.
- [4] HSU Y J, CHIANG W C, WU J K. Corrosion Behavior of FeCoNiCrCu_x High-entropy Alloys in 3.5% Sodium Chloride Solution[J]. Materials Chemistry and Physics, 2005, 92(1): 112—117.
- [5] CHANG H W, HUANG P K, YE H J W. Influence of Substrate Bias, Deposition Temperature and Post-deposition Annealing on the Structure and Properties of Multi-principal-component (AlCrMoSiTi)N Coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2008, 202(14): 3360—3366.
- [6] YAO C Z, ZHANG P, LIU M. et al. Electrochemical Preparation and Magnetic Study of Bi-Fe-Co-Ni-Mn High Entropy Alloy[J]. Electrochim Acta, 2008, 53(28): 8359—8365.
- [7] CHEN T K, WONG M S. Structure and Properties of Reactively-sputtered $\text{Al}_x\text{CoCrCuFeNi}$ Oxide Films[J]. Thin Solid Films, 2007, 516(2): 141—146.
- [8] ZHANG H, YE P, HE Y Z. Synthesis and Characterization of FeCoNiCrCu High-entropy Alloy Coating by Laser Cladding [J]. Materials and Design, 2010, 32(4): 1910—1915.
- [9] YE X Y, MA M X, LIU W J, et al. Synthesis and Characterization of High-entropy Alloy $\text{Al}_x\text{FeCoNiCuCr}$ by Laser Cladding[J]. Advances in Materials Science and Engineering, 2011, 2011: 1079—1086.
- [10] 张晖, 潘治, 何宜柱. 激光熔覆 $\text{FeCoNiCrAl}_2\text{Si}$ 高熵合金涂层[J]. 金属学报, 2011, 47(8): 1075—1079.
- [11] 徐祖耀, 李麟. 材料热力学[M]. 北京: 科学出版社, 2005.
- [12] HUANG C, ZHANG Y Z, VILAR R, et al. Dry Sliding Wear Behavior of Laser Clad TiVCrAlSi High Entropy Alloy Coatings on Ti-6Al-4V Substrate [J]. Materials and Design, 2012, 41: 338—343.
- [13] LIN Y C, CHO Y H. Elucidating the Microstructural and Tribological Characteristics of NiCrAlCoCu and NiCrAlCoMo Multicomponent Alloy Clad Layers Synthesized in Situ[J]. Surface and Coatings Technology, 2009, 203(12): 1694—1701.
- [14] TAKEUCHI A, INOUE A. Classification of Bulk Metallic Glasses by Atomic Size Difference, Heat of Mixing and period of Constituent Elements and Its Application to Characterization of the Main Alloying Element [J]. Materials Transactions, 2005, 46(12): 2817—2829.
- [15] 长崎城三, 平林真, 刘安生. 二元合金状态图集[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2004: 71—74.
- [16] ZHANG H, HE Y Z, PAN Y, et al. Phase Selection, Microstructure and Properties of Laser Rapidly Solidified $\text{FeCoNiCrAl}_2\text{Si}$ Coating [J]. Intermetallics, 2011, 19(8): 1130—1135.
- [17] 钱兆勇, 钟敏霖. 激光熔覆提高瓦楞辊耐磨性的研究[J]. 包装工程, 2007, 28(11): 34—37.
- [5] 崔永静, 王长亮, 汤智慧, 等. 超音速火焰喷涂 WC-17Co 涂层微观结构与性能研究[J]. 材料工程, 2011(11): 85—88.
- [6] 陈雄伟, 毕刚, 唐慧. HVOF 喷涂制备 MCrAlY 涂层不同处理后的组织性能分析[J]. 材料热处理技术, 2011, 40(2): 134—136.
- [7] 田宗军, 高雪松, 黄因慧, 等. TiAl 合金表面等离子喷涂 MCrAlY 涂层热腐蚀行为研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(8): 1439—1442.
- [8] 郭永利, 祝超, 卢学刚, 等. 激光重熔 NiCrAlY 涂层研究[J]. 化学工程, 2011, 39(2): 72—75.
- [9] 张亮, 李晓刚, 陈旭. 等离子喷涂耐高温抗氧化涂层的研
究进展[J]. 装备环境工程, 2006, 3(4): 1—6.
- [10] 胡传顺, 王福会, 吴维芝. 超音速火焰喷涂包覆涂层的高温氧化性能[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2001, 13 增刊(11 月号): 421—423.
- [11] 田玉亮, 胡敦莞, 许根国, 等. 高钼 MCrAlY 粉末及涂层组织性能研究[J]. 有色金属(冶炼部分), 2007 增刊: 11—15. (余不详)
- [12] 张淑婷, 马尧, 王辉, 等. 超音速火焰喷涂 CoCrW 耐磨涂层的性能研究[J]. 热喷涂技术, 2010, 2(3): 49—53.
- [13] WAGNER C. Theoretical Analysis of the Diffusion Processes Determining the Oxidation Rate of Alloys[J]. Journal of the Electrochemical Society, 1952, 99(10): 369—380.