

钛合金表面激光熔覆 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层的组织与性能

李涵, 马玲玲, 位超群, 孙琳, 张维平

(大连理工大学 材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024)

摘要: **目的** 研究 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ ($x=0, 0.5, 1$) 高熵合金涂层的组织及性能, 提高钛合金表面硬度及耐磨性。**方法** 采用激光熔覆技术在 TC4 钛合金表面制备出 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层, 运用扫描电子显微镜 (SEM)、X 射线衍射仪 (XRD)、电子探针 (EPMA) 等材料分析手段, 研究了 B 含量对高熵合金涂层形貌、组织结构、成分的影响, 并采用维氏硬度计以及摩擦磨损试验检测了熔覆涂层的硬度和耐磨性能。**结果** 高熵合金涂层与基体的整体结合形貌良好。未添加 B 的高熵合金涂层主要由 BCC 相和晶体结构类似 $(\text{Co,Ni})\text{Ti}_2$ 相组成。随着 B 的加入, 高熵合金涂层的晶粒得到细化, BCC 相含量增加, $(\text{Co,Ni})\text{Ti}_2$ 相含量有所减少, 且熔覆层原位生成了 TiB_2 硬质相, TiB_2 硬质相含量随 B 含量的增加而增加。熔覆涂层的硬度和耐磨性与 B 含量呈正相关关系, $\text{AlB}_1\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层的平均显微硬度最大, 为 814HV, 且 $\text{AlB}_1\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层的磨损量最小, 其耐磨性约为未添加 B 的高熵合金涂层的 7 倍。**结论** B 含量的增加, 有助于改善 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层的摩擦学性能, $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层有效提高了钛合金表面的硬度及耐磨性能。

关键词: 激光熔覆; 高熵合金; 钛合金; 涂层; 显微硬度; 耐磨性

中图分类号: TG147 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2017)06-0226-06

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2017.06.036

Microstructure and Properties of Laser Cladding $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ High-entropy Alloy Coating on Titanium Alloys

LI Han, MA Ling-ling, WEI Chao-qun, SUN Lin, ZHANG Wei-ping

(School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

ABSTRACT: The work aims to improve surface hardness and wear resistance of titanium alloy by studying microstructure and properties of $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ ($x=0, 0.5, 1$) high-entropy alloy. The $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ high-entropy alloy coatings were prepared on the surface of TC4 titanium alloys by laser cladding. The effect of B content (atomic percentage) on coating morphology, microstructure and composition of the high-entropy alloy coating were studied with scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffractometer (XRD) and electron probe micro-analyzer (EPMA), respectively. In addition, hardness and wear resistance of the coatings were studied with vickers hardness tester and friction-wear test. The high-entropy alloy coatings and the substrate had

收稿日期: 2017-01-11; 修订日期: 2017-03-03

Received: 2017-01-11; Revised: 2017-03-03

作者简介: 李涵 (1990—), 女, 硕士研究生, 主要研究方向: 激光表面改性及金属基复合材料制备。

Biography: LI Han (1990—), Female, Master, Research focus: surface modification by laser and preparation of metal base composite materials.

通讯作者: 张维平 (1964—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向: 金属材料表面激光改性、金属基复合材料制备、电火花材料表面加工。

Corresponding author: ZHANG Wei-ping (1964—), Male, Doctor, Professor, Research focus: surface modification by laser, preparation of metal base composite materials and surface machining by electric spark.

good overall bonding morphology. The AlCoCrNiTi high-entropy alloy coatings without B were mainly composed of BCC phase and $(\text{Co,Ni})\text{Ti}_2$ phase. With the addition of B, grains of the coatings were refined, BCC phase content increased while $(\text{Co,Ni})\text{Ti}_2$ phase content decreased. Moreover, TiB_2 hard phase formed in-situ in the cladding layer and increased with the addition of B. The hardness and wear resistance were proportional to B content. The $\text{AlB}_1\text{CoCrNiTi}$ high-entropy alloy coatings exhibited the highest average microhardness of up to 814HV, and it also showed excellent wear resistance, which was 7 times of that of the AlCoCrNiTi high-entropy alloy coatings without B. The increase of B content contributes to improvement of tribological properties of the $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ high-entropy alloy coatings, which effectively enhance the hardness and wear resistance of titanium alloy surface.

KEY WORDS: laser cladding; high-entropy alloy; titanium alloy; coating; microhardness; wear resistance

钛合金具有诸多优异性能,但摩擦系数高、耐磨性能差、容易受粘着磨损和微动磨损影响、在高温高速的摩擦情况下易着火等缺点制约了其应用范围。由于摩擦、磨损、易着火等导致的缺陷,均与钛合金表面性能相关,因此若想拓宽钛合金的应用领域,改善钛合金的表面性能是关键^[1]。

高熵合金通常指由 5 种或 5 种以上元素构成,各元素的摩尔分数为 5%~35% 的多主元合金^[2,3]。在制备过程中,通过选择合适的组元及成分比例,可得到具有优异性能的高熵合金^[4-6]。目前制备高熵合金的主要方法为真空电弧炉熔铸法^[7-9],但此方法的凝固速度较慢,容易受热胀冷缩、流动性差和扩散慢的影响而形成孔隙、成分偏析等缺陷,且用于制备高熵合金的金属大部分较贵,块材的制备成本高。此外,也有采用其他方法制备高熵合金涂层的研究,如 Chen T K 等^[10]采用磁控溅射的方法制备 $\text{Al}_x\text{CoCrCuFeNi}$ 金属氧化物薄膜, Yao C Z 等^[11]采用电化学沉积法制备出 BiFeCoNiMn 高熵合金薄膜。但这两种方法制备的高熵合金涂层,因厚度较薄而影响了其适用范围。激光熔覆技术加工周期短,加热冷却速度极快,熔覆层的组织细小、结构致密,对基体的热影响小,变形量小且与基体呈现冶金结合,可保持原熔覆材料的优异性能^[12,13]。因此可以采用激光熔覆工艺将基体与熔覆粉末的优点巧妙结合起来,达到表面改性的目的。

目前在钛合金表面激光熔覆的材料选择上,研究较多的有自熔性合金粉末、陶瓷粉末等,而对于高熵合金粉末的研究较少,本实验采用激光熔覆技术在钛合金表面制备 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层,研究 B 含量对高熵合金涂层组织与性能的影响,为改善熔覆层性能研究提供一定参考。

1 试验方法

试验选用 TC4 (Ti-6Al-4V) 作为基体材料,线切割成 30 mm×15 mm×8 mm 的长方体试样。熔覆材

料为 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ ($x=0, 0.5, 1$) 高熵合金粉末,将纯度均高于 99.5% 的 Al、Co、Cr、Ni、Ti 和 B 粉,按相应的摩尔比例混合均匀配制而成。由于粘接剂的使用容易引入新的杂质,因此采用预制粉末法(不添加粘接剂)将混合粉末涂敷在基体表面,涂层厚度为 1.4 mm。选用 Laserline LDF 4000-100 半导体激光器进行单道熔覆,实验中,持续通入氩气。结合前期实验探索结果,选定涂层熔覆质量较好的激光熔覆参数:激光功率 800 W,光斑直径 3 mm,扫描速度 6 mm/s。将熔覆后的试样沿垂直于激光扫描方向进行线切割,尺寸为 15 mm×15 mm×8 mm。然后对切割后的试样进行打磨、抛光、腐蚀处理。

采用扫描电子显微镜 (Zeiss Supra 55)、X 射线衍射仪 (Panalytical Empyrean)、电子探针 (EPMA-1600) 对熔覆层的组织及成分进行分析。并用维氏硬度计 (DHV-1000) 检测试样的显微硬度,在横截面上,从熔覆层表面到基体每隔 0.1 mm 取一个点,每个点测 3 个硬度,取平均值并记录。其中,负载为 9.8 N,加载时间为 15 s。熔覆层和基体的耐磨性在 CFT-I 型多功能材料表面性能综合测试仪上进行测试,选用直径为 3 mm 的 GCr15 钢球作为摩擦副,实验加载力为 15 N,转速为 600 r/min,持续时间为 60 min。

2 试验结果与讨论

2.1 B 含量对高熵合金涂层物相的影响

图 1 为激光熔覆不同 B 含量的 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ ($x=0, 0.5, 1$) 高熵合金涂层的 XRD 图谱及其标定结果。分析可知,未添加 B 时,涂层由 BCC 相和晶体结构类似 $(\text{Co,Ni})\text{Ti}_2$ 相组成。添加 B 后,涂层中出现 TiB_2 相,涂层由 BCC、 $(\text{Co,Ni})\text{Ti}_2$ 和 TiB_2 三相组成。随着涂层中 B 含量的增加, $(\text{Co,Ni})\text{Ti}_2$ 相的衍射峰逐渐减少且强度变弱, TiB_2 与 BCC 相对应的衍射峰强度增强。这表明涂层中 BCC 相与 TiB_2 相含量有所增加,而 $(\text{Co,Ni})\text{Ti}_2$ 相含量相对减少,说明 B 的加入有利于 BCC 相和 TiB_2 相的形成。陈国进等^[14]研究

发现 B 含量的增加会增加其在晶体结构中的固溶度,且原子半径较小的 B 原子逐渐置换固溶体中的其他原子,使得晶格常数减小,产生了衍射峰偏移的现象。但在图中,并未出现衍射峰偏移现象,这说明熔覆层中的 B 原子并未与固溶体中其他原子置换,而是存在于新的物相中。

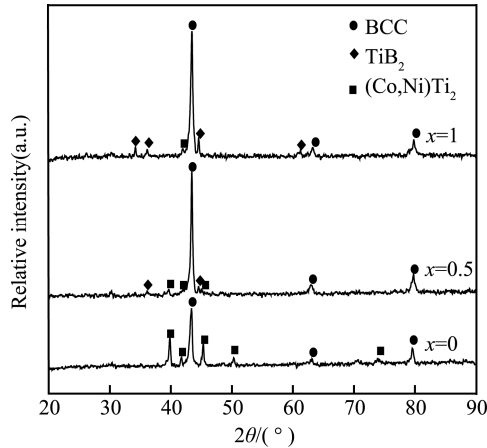


图 1 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层 XRD 图谱
Fig.1 XRD patterns of the $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ high-entropy alloy coatings

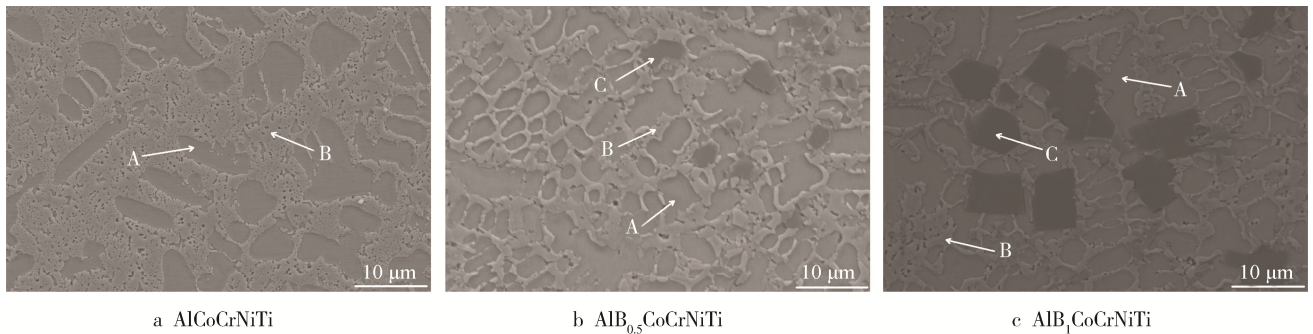


图 2 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层 SEM 图
Fig.2 SEM images of the $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ high-entropy alloy coatings

表 1 为不同 B 含量的 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层的 EPMA 点分析结果。熔覆层中,同一区域内不同元素所占原子比例随 B 含量的变化并无明显差异,同一区域无物相变化。 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ 涂层稀释率可以通过 $\eta=h/(H+h)$ 算得,其中 η 表示稀释率, H 为熔覆层高度, h 为基体熔池深度。当 $x=0$ 时,涂层稀释率为 23.5%。 $x=0.5$ 和 $x=1$ 时,涂层稀释率分别为 18.4%和 14.7%。 AlCoCrNiTi 、 $\text{AlB}_{0.5}\text{CoCrNiTi}$ 、 $\text{AlB}_1\text{CoCrNiTi}$ 涂层中 Ti 的名义含量分别为 20%、18.2%和 16.7%,由于高能激光束的作用,有一部分基体 Ti 被稀释进入熔池中,导致涂层中 Ti 含量均高于名义含量。A 区域富集 Al、Co、Ni 和 Ti 元素, B 区域中 Ti、Cr 元素含量较高。B 元素集中分布在 C 区域,在其他区域未检测到 B 元素或检测到极少量的 B 元素,这进一步说明 B 原子并未与固溶体中的其他原子置换,而是生成了新的物相。C 区域主要由 B 与 Ti 元素组成,且 B

2.2 B 含量对高熵合金涂层显微组织的影响

图 2 为不同 B 含量的 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层的显微组织,涂层表面无宏观裂纹与气孔,与基体形成了良好的冶金结合。由于 B 具有脱氧造渣、降低合金熔点、改善熔覆层的润湿性等效果,在凝固过程中, B 在熔池中易被氧化,且易与基体表面的氧化物结合生成硼酸盐,覆盖在熔覆层表面,以薄膜的形式防止熔覆层液态金属被进一步氧化,从而减少了夹杂、气孔等问题的产生机率^[15]。由图 2a 可以看出,当 $x=0$ 时,涂层主要由灰色枝晶组织 (A 区域) 和块片状枝晶间组织 (B 区域) 构成。由图 2b、图 2c 可以看出,当 $x=0.5$ 和 $x=1$ 时,涂层组织形貌发生变化,涂层中有黑色方块状组织 (C 区域) 出现,随着 B 含量的增加,黑色方块状组织逐渐变多并长大,灰色枝晶组织个体形貌变小,整体含量增加,块片状的枝晶间组织被细化,呈网状分布,枝晶间组织的含量相对有所减少。结合涂层的 XRD 分析结果,随着 B 的加入,涂层中 BCC 相含量增加, $(\text{Co,Ni})\text{Ti}_2$ 相含量相对减少,可以判断枝晶组织对应 BCC 相,枝晶间组织对应 $(\text{Co,Ni})\text{Ti}_2$ 相。

与 Ti 的原子比接近 2:1,说明熔覆层中 B 与 Ti 原位自反应生成了 TiB_2 ,这与前面标定的黑色方块状组织是 TiB_2 的结果一致。

表 1 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层的 EPMA 分析结果
Tab.1 EPMA analysis results of the $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ high-entropy alloy coatings

at%							
x	Zone	Al	Co	Cr	Ni	Ti	B
0	A	23.40	21.29	5.19	23.38	26.75	0
	B	17.13	10.41	26.29	10.91	35.26	0
0.5	A	20.10	22.28	5.25	22.76	29.18	0.43
	B	15.92	10.97	24.62	11.93	34.97	1.59
	C	0.04	0.16	0.99	0.21	35.47	63.13
1	A	21.59	22.61	4.53	24.33	26.94	0
	B	16.19	11.22	23.73	11.39	37.47	0
	C	0.04	0.18	0.89	0.22	34.92	63.75

热力学中通过计算吉布斯自由能改变量 ΔG 的大小, 判断相变能否发生。某一温度下, ΔG 的计算公式如式 (1) 所示。

$$\Delta G = \Delta H - T \Delta S \quad (1)$$

式中, ΔH 表示焓变, ΔS 表示熵变。由公式可知, 当合金凝固时形成固溶体, 还是形成化合物, 不仅取决于 ΔH , 也取决于 ΔS 。高熵合金具有高熵效应, 其 ΔS 往往很大, 因此合金在凝固过程中化合物的生成受到约束, 更倾向于形成简单的固溶体。但 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层中生成了化合物 TiB_2 , 一方面因为 B-Al、B-Ti、B-Cr、B-Co、B-Ni 的混合焓分别是 0、-58、-31、-24、-24 kJ/mol^[16], 相对而言, Ti 与 B 的混合焓较负, 更易结合形成硼化物; 另一方面, Ti 与 B 反应生成 TiB_2 的焓变值较小, 抵消了部分高熵效应对元素的互溶作用, 最终导致了硬质相化合物 TiB_2 的形核与长大。

2.3 高熵合金涂层的显微硬度分析

图 3 为 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ ($x=0, 0.5, 1$) 高熵合金涂层的显微硬度分布曲线。其中, AlCoCrNiTi 、 $\text{AlB}_{0.5}\text{CoCrNiTi}$ 、 $\text{AlB}_1\text{CoCrNiTi}$ 涂层的平均显微硬度分别为 677HV、728HV、814HV, 熔覆层的显微硬度由熔覆层区到热影响区整体呈现逐渐降低趋势, 均高于基体硬度 (330HV), 约为基体硬度的 2~2.5 倍。随着 B 含量的增加, 熔覆层硬度值逐渐增加。这是由于在激光熔覆过程中, 一方面, 熔覆层中原位生成了硬度较高的 TiB_2 硬质相 (TiB_2 硬度为 3600HV), TiB_2 含量随 B 含量的增加而增加, 且 TiB_2 硬质相弥散地分布在熔覆层中起弥散强化的作用, 增强了熔覆层硬度; 另一方面, B 的加入细化了枝晶组织, 起到细晶强化作用, 也促进了硬度较高的 BCC 相形成, 且各组元间由于原子半径迥异, 导致了较大的晶格畸变, 产生了固溶强化的效果, 从而提高了熔覆层的硬度。

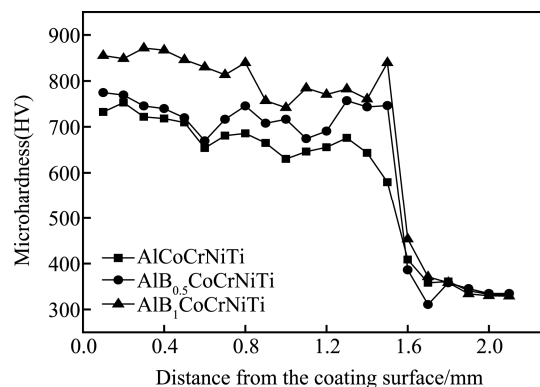


图 3 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层的显微硬度
Fig.3 Microhardness of the $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ high-entropy alloy coatings

2.4 高熵合金涂层的耐磨性能分析

图 4 分别显示了钛合金基体及 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层干摩擦磨损后的磨损形貌。图 4a 为钛合金基体的磨损形貌, 由于基体材料的硬度较低, 基体表面产生了严重的塑性变形, 形成了较深的犁沟, 涂层材料呈块状剥落, 在磨痕处有大量的磨屑堆积, 磨屑夹杂在摩擦副之间, 形成了三体磨料磨损, 加剧了表面磨损程度, 此时熔覆层主要为磨粒磨损和粘着磨损。图 4b 为未添加 B 的高熵合金涂层磨损形貌, 相对基体而言, 塑性变形有所减轻, 但磨损依旧比较严重, 在横向裂纹处有大量磨损的细小颗粒和碎屑堆积, 磨痕较深。随着 B 的加入, 在 $\text{AlB}_{0.5}\text{CoCrNiTi}$ 、 $\text{AlB}_1\text{CoCrNiTi}$ 熔覆层磨损表面出现了轻微的塑性变形、较浅较窄的犁削划痕和局部剥落现象, 且划痕出现中断现象。主要是因为随 B 含量的增加, TiB_2 硬质相含量也逐渐增加, 且 TiB_2 硬质相是原位生成的, 与 BCC 固溶体结合良好, 在磨损过程中, 当磨球与涂层中的硬质相相遇时, 涂层更不易被磨损, 因而形成的犁沟较浅、较小甚至终止。

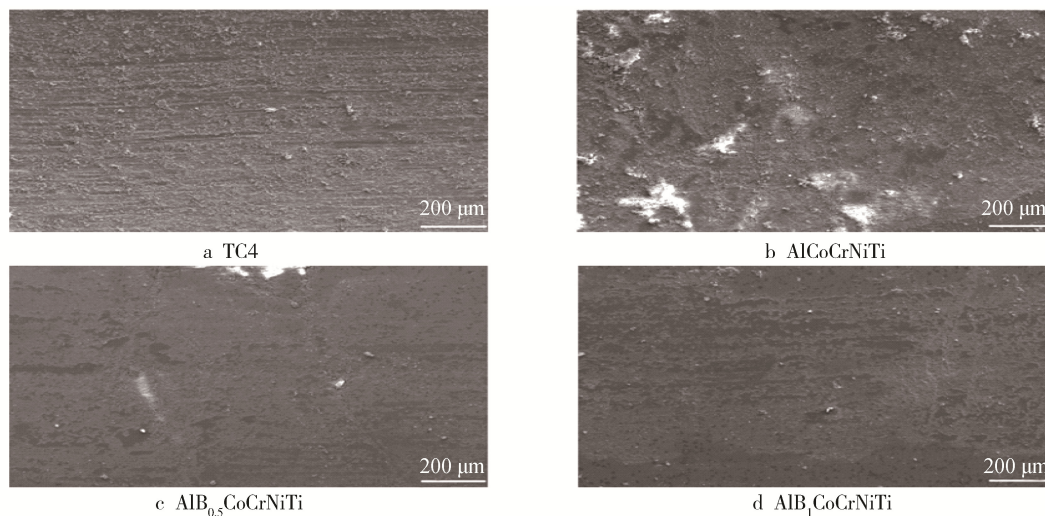


图 4 基体与 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层磨损形貌
Fig.4 Wear morphologies of TC4 and the $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ high-entropy alloy coatings

测定磨痕的宽度, 从而计算出 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层及基体的摩擦磨损数据, 结果如表 2 所示。

表 2 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层的磨损数据
Tab.2 Wear data of TC4 and the $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ high-entropy alloy coating

Samples	Wear scar width $L_c/\mu\text{m}$	Wear rate $L/(\text{mm}^3 \cdot \text{h}^{-1})$	Wear resistance $\varepsilon/(\text{h} \cdot \text{mm}^{-3})$
TC4	2196.296	3.630	0.276
AlCoCrNiTi	1435.588	0.886	1.128
$\text{AlB}_{0.5}\text{CoCrNiTi}$	904.416	0.211	4.731
$\text{AlB}_1\text{CoCrNiTi}$	760.294	0.124	8.031

由表 2 可知, $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$ 高熵合金涂层的耐磨性均高于基体, 且随着 B 含量的增加, 涂层的耐磨性逐渐增强。未添加 B 元素的高熵合金涂层耐磨性约为基体材料的 4 倍, $\text{AlB}_1\text{CoCrNiTi}$ 涂层的耐磨性最好, 约为未添加 B 的高熵合金涂层的 7 倍, 约为基体材料的 29 倍, 可见 B 元素的加入使涂层的耐磨性得到了提高。

3 结论

1) 未添加 B 元素的 AlCoCrNiTi 高熵合金涂层由 BCC 相和晶体结构类似 $(\text{Co}, \text{Ni})\text{Ti}_2$ 相组成, 随着 B 的加入, 涂层中出现 TiB_2 相。随着 B 含量的增加, $(\text{Co}, \text{Ni})\text{Ti}_2$ 相含量减少, BCC 相和 TiB_2 相含量增加。

2) 熔覆层组织主要为枝晶组织, B 的加入细化了枝晶组织, 且涂层中的 B 与 Ti 原位自生成了黑色方块状组织 TiB_2 , TiB_2 弥散分布在涂层中, 增强了涂层的硬度及耐磨性。

3) 激光熔覆高熵合金 $\text{AlB}_x\text{CoCrNiTi}$, 其涂层硬度和耐磨性均随 B 含量的增加而增加, 当 $x=1$ 时, 涂层的平均硬度约为基体的 2.5 倍, 其耐磨性约为未添加 B 的高熵合金涂层的 7 倍, 约为钛合金基体材料的 29 倍, 改善了基体材料的摩擦学性能。

参考文献:

- [1] 王华明. 金属材料激光表面改性与高性能金属零件激光快速成型技术研究进展[J]. 航空学报, 2002, 23(9): 473—478.
WANG Hua-ming. Research Progress on Laser Surface Modifications of Metallic Materials and Laser Rapid Forming of High Performance Metallic Components[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2002, 23(9): 473—478.
- [2] ZHANG Y, YANG X, LIAW P K. Alloy Design and Properties Optimization of High-entropy Alloys[J]. Jom, 2012, 64(7): 830—838.
- [3] YE H J W, CHEN Y L, LIN S J, et al. High-entropy Alloys—A New Era of Exploitation[J]. Materials Science Forum, 2007(560): 1—9.
- [4] BUTLER T M, ALFANO J P, MARTENS R L, et al. High-temperature Oxidation Behavior of Al-Co-Cr-Ni-(Fe or Si) Multicomponent High-entropy Alloys[J]. Jom, 2015, 67(1): 246—259.
- [5] CHANG H W, HUANG P K, DAVISON A, et al. Nitride Films Deposited from an Equimolar Al-Cr-Mo-Si-Ti Alloy Target by Reactive Direct Current Magnetron Sputtering[J]. Thin Solid Films, 2008, 516(18): 6402—6408.
- [6] CHENG J B, LIANG X B, XU B S. Effect of Nb Addition on the Structure and Mechanical Behaviors of CoCrCuFeNi High-entropy Alloy Coatings[J]. Surface & Coatings Technology, 2013, 240(7): 184—190.
- [7] 崔天晓, 石岩. 激光熔覆制备高熵合金的研究现状及发展趋势[J]. 机械工程师, 2015(2): 199—201.
CUI Tian-xiao, SHI Yan. Research Progress and Development Trend of Laser Cladding for Preparing High-entropy Alloy Coating[J]. Mechanical Engineer, 2015(2): 199—201.
- [8] 农智升, 李殿生, 朱景川, 等. Al 含量对 CuCrFeMnTiAl_x 高熵合金组织及摩擦磨损行为的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(s2): 550—554.
NONG Zhi-sheng, LI Dian-sheng, ZHU Jing-chuan, et al. Effect of Aluminum Content on Microstructure and Wear Resistance of CuCrFeMnTiAl_x High-entropy Alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(s2): 550—554.
- [9] 蔡建宾, 吴宇建, 张冬冬, 等. $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeNiB}_x$ 多主元高熵合金的组织结构和力学性能[J]. 稀有金属与硬质合金, 2011, 39(4): 37—40.
CAI Jian-bin, WU Yu-jian, ZHANG Dong-dong, et al. Microstructure and Mechanical Property of High-entropy Alloy with Multi-principal Elements[J]. Rare Metals and Cemented Carbides, 2011, 39(4): 37—40.
- [10] 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—4): 141—146.
- [11] YAO C Z, ZHANG P, LIU M, et al. Electrochemical Preparation and Magnetic Study of Bi-Fe-Co-Ni-Mn High Entropy Alloy[J]. Electrochimica Acta, 2008, 53(28): 8359—8365.

- [12] 袁庆龙, 冯旭东, 曹晶晶, 等. 激光熔覆技术研究进展[J]. 材料导报, 2010, 24(3): 112—116.
YUAN Qing-long, FENG Xu-dong, CAO Jing-jing, et al. Research Progress in Laser Cladding Technology[J]. Materials Review, 2010, 24(3): 112—116.
- [13] 宋立平. 激光表面改性及其应用[J]. 物理与工程, 2010, 20(4): 42—44.
SONG Li-ping. Laser Surface Modification and Application[J]. Physics and Engineering, 2010, 20(4): 42—44.
- [14] 陈国进, 张冲, 唐群华, 等. 含 B 量对激光熔覆 $\text{FeCoCrNiB}_x(x=0.5, 0.75, 1.0, 1.25)$ 高熵合金涂层组织结构与耐磨性的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2015(6): 1418—1422.
CHEN Guo-jin, ZHANG Chong, TANG Qun-hua, et al. Effect of Boron Addition on the Microstructure and Wear Resistance of $\text{FeCoCrNiB}_x(x=0.5, 0.75, 1.0, 1.25)$ High-entropy Alloy Coating Prepared by Laser Cladding[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2015(6): 1418—1422.
- [15] 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与硬度的影响[J]. 表面技术, 2013, 42(1): 9—13.
HUANG Zu-feng, ZHANG Chong, TANG Qun-hua, et al. Effects of Annealing on the Microstructure and Hardness of Laser Cladding FeCoCrNiB High-entropy Alloy Coating[J]. Surface Technology, 2013, 42(1): 9—13.
- [16] 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.