

激光熔覆 FeCrNiCoMnB_x 高熵合金涂层的组织结构与性能

张 冲^{1,2}, 吴炳乾¹, 王乾廷³, 陈鼎宁³, 戴品强^{1,3}

(1. 福州大学, 福建 福州 350108)

(2. 福建省特种设备检验研究院, 福建 福州 350008)

(3. 福建工程学院, 福建 福州 350108)

摘 要: 采用激光熔覆技术制备 FeCrNiCoMnB_x 高熵合金涂层, 研究了硼含量对激光熔覆 FeCrNiCoMnB_x 高熵合金涂层的组织结构、硬度和摩擦磨损性能的影响, 以及硼化物中层错形成机制。结果表明: 涂层均由简单 fcc 结构固溶体和硼化物两相组成。当硼含量 $x \leq 0.75$ 时, 生成的硼化物以 (Cr, Fe)₂B 相为主; 而当硼含量 $x=1$ 时, 生成大量的 (Fe, Cr)₂B 相。随着硼含量的增加, 涂层中的硼化物含量增加, 硬度增大, 耐磨性能增强。硼化物 (Fe, Cr)₂B 相在 $(\bar{1}10)$ 面存在大量堆垛层错。硼化物中的层错是 (Fe, Cr)₂B 相通过 $(\bar{1}10)$ 面的层错 (滑移距离为 $1/4[11\bar{1}]$) 方式而向 (Cr, Fe)₂B 相转变而产生。

关键词: 高熵合金; 激光熔覆; 涂层; 耐磨性; 硬度

中图分类号: TG113

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)09-2639-06

近年来, 高熵合金因为其具有高强度、高硬度、耐磨、耐腐蚀和耐高温软化等特性而受到国内外学者的广泛研究^[1,2]。已报道的高熵合金文献主要是采用真空熔炼和铸造的方法制备, 制备的块体尺寸较小, 而且因为使用到材料如镍、钴、铬等比较昂贵, 使得制备的材料成本高。为了能充分发挥高熵合金的特性, 同时又降低成本, 不少学者对高熵合金涂层进行了研究^[3-7]。自从 2004 年 Cantor 等^[8]首先报道了具有单一结构 FeCrNiCoMn 合金以来, 该合金已受到广泛关注^[9-18]。FeCrNiCoMn 合金具有简单的 fcc 固溶体结构, 且在 1100 °C 下保温 6 h 后仍能稳定存在^[15]。该合金同时还具有非常好的锻造特性以及低温屈服强度^[18]。尽管该合金具有这些优异的性能, 但较少报道其应用于涂层方面。此外, 该合金以 fcc 结构固溶体为主, 硬度较低, 这大大限制了其作为表面材料使用的寿命和范围。大量研究表明在 Fe-Cr-Ni 合金涂层中引入硼元素可以生成 Fe₂B、Cr₂B 或 CrB 等硬质第二相, 从而可以显著提升涂层的力学性能^[19-24]。因此, 本实验尝试把硼元素作为一个组元引入到 FeCrNiCoMn 体系合金中, 并利用激光熔覆工艺来制备 FeCrNiCoMnB_x (x 表示硼元素的摩尔比, 未标注表示 1) 高熵合金涂层, 研究硼含量变化对 FeCrNiCoMnB_x 合金涂层组织结构和性能的影响。

1 实 验

采用预置涂层法在 45# 钢上面激光熔覆 FeCrNiCoMnB_x 高熵合金涂层。熔覆涂层材料按 FeCrNiCoMnB_x ($x=0.5, 0.75, 1, 1.25$) 摩尔配比要求, 采用纯度高于 99% 的 Fe、Co、Cr、Ni 粉与硼铁、锰铁粉混合而成, 其中硼铁粉各元素的质量分数为: 20% B, 4.0% Si, 0.5% C, 0.2% P, 0.5% Al, 余量 Fe; 锰铁粉为: 16.2% Fe, 0.66% C, 1.4% Si, 0.18% P, 0.02% S, 余量 Mn。将混合粉末机械研磨均匀后, 涂覆在基材表面, 预置涂层厚度约为 1.5 mm。采用德国 TruDisk 2002 碟片式激光器进行激光熔覆, 熔覆过程用氩气进行保护, 熔覆参数为: 氩气气压 0.2 MPa, 激光功率 2 kW, 光斑直径为 6 mm, 扫描速度 3 mm/s, 搭接率 50%。

采用日本理学 D/Max Ultima III 型 X 射线衍射仪 (XRD) 对涂层进行相结构分析。使用金相显微镜 (XJZ-6A 型), SEM (S3400-II 和 Nova Nano SEM 230, 装有 Oxford EDS 系统) 和 TEM (JEM2010) 分析涂层的组织、结构和成分。使用 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, 保压时间为 15 s。采用 UMT-3 型往复摩擦试验机测试涂层在室温干摩擦条

收稿日期: 2016-09-08

基金项目: 福建省教育厅重点项目 (JA11179); 福建省高校产学研合作重大项目 (2012H6001); 福建工程学院科研资助项目 (E0600133)

作者简介: 张 冲, 男, 1979 年生, 博士生, 福州大学, 福建 福州 350108, 电话: 0591-83734022, E-mail: Coathz@126.com

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 小球，载荷为 10 N，频率为 5 Hz，时间为 20 min。金相和 SEM 试样沿涂层横向截取，其中金相试样表面经过研磨抛光后用王水腐蚀。XRD 和 TEM 分析试样沿涂层高度中部平行于熔覆面切取。

2 结果与分析

2.1 涂层相结构

激光熔覆 FeCrNiCoMnB_x 涂层的 XRD 图谱如图 1。由图可以看出，FeCrNiCoMnB_x 涂层以 fcc 结构固溶体为主，并存在第二相硼化物 M₂B 相 (M 为 Fe, Cr, Ni, Co 和 Mn)。由标准谱图可知 M₂B 硼化物主要有两种结构，一种是具有四方结构的 Fe₂B、Mn₂B、Co₂B 和 Ni₂B 相，另一种是正交结构的 Cr₂B 相 (空间群为 Fddd (70)，晶格常数 a=0.7409 nm, b=1.4712 nm 和 c=0.4250 nm)。当 x≤0.75 时合金中有较弱的第二相衍射峰出现，因强度较弱无法判断出现何种结构的硼化物；而当 x=1 时，在 2θ≈45°附近有较强的第二相衍射峰出现，通过与标准谱图的比对，该衍射峰与四方结构的 Fe₂B 相 (空间群为 I4/mcm (140)，晶格常数 a=0.5110 nm, b=0.5110 nm 和 c=0.4249 nm) 更为接近，表明生成了 Fe₂B 相。考虑到 Fe₂B 相中可能还固溶其它元素，因此作者用 Fe₂B 结构来表示具有四方结构的 M₂B 硼化物。

2.2 涂层组织形貌

图 2 是激光熔覆 FeCrNiCoMnB_x 高熵合金涂层截面的金相组织照片。可见，涂层与基体的界面较为平整，这表明涂层的稀释率较低。通过放大的显微组织照片 (图 2b)，可以看出涂层与基体结合处有一条平直的黑亮层，表明涂层和基体达到了良好的冶金结合^[25]。

图 3 为激光熔覆 FeCrNiCoMnB_x 高熵合金涂层的背散射 SEM 显微组织形貌。从图可以看出，当 x=0.25 时，涂层组织形貌为树枝晶，结合 XRD 分析可知枝晶内为初生 fcc 结构固溶体，而枝晶间为 fcc 结构固溶体和 M₂B 相的共晶组织。当 x=0.5 时 (图 3b)，由于硼含量的增加，M₂B 相含量也随之增加，使得涂层组织基本由 fcc 结构固溶体和 M₂B 相的共晶组织构成，树枝晶状组织则消失。当 x=0.75 时，涂层由柳叶状的初生 M₂B 相及其它区域的 M₂B 和 fcc 结构固溶体共晶组成 (图 3c)。随着硼含量进一步增加到 x=1，涂层组织中的初生硼化物数量增多，同时内部出现分枝，有向块状转变的趋势。通过对合金进行 EDS 分析可知 (表 1)，在 fcc 结构固溶体中，以 Ni、Fe、Co 和 Mn 元素为主，其中的 Cr 元素含量随硼元素添加量的增加逐渐减少，且当 x=0.75 时基本保持不变，这说明随硼元素添加量的增加，越来越多的 Cr 和 B 元素偏聚成

为硼化物，但当硼添加量 x≥0.75 时 Cr 元素在基体和硼化物中基本达到平衡。然而在硼化物中富含 B、Cr 和 Fe 元素，Mn、Co 元素次之，而 Ni 元素最少，且随着硼元素添加量的增加，Cr 元素的含量在硼化物中却略有下降。此外，通过涂层随着硼含量变化组织形貌的变化关系，可以确定涂层液相凝固后发生共晶反应 L→M₂B+fcc 时硼添加的含量大致为 x=0.5。

为了进一步明确第二相硼化物的结构，利用透射电镜对 FeCrNiCoMnB_{0.75} 涂层进行观察和分析 (图 4)。从图 4 中可以看出硼化物分布在基体上，在其表面存在大量贯穿整个晶粒的层错条纹。通过 SAED 分析 (图 4a) 可知基体为 fcc 结构固溶体，而未有层错条纹区域则为 Fe₂B 相。由于 Fe₂B 相中还或多或少的固溶其

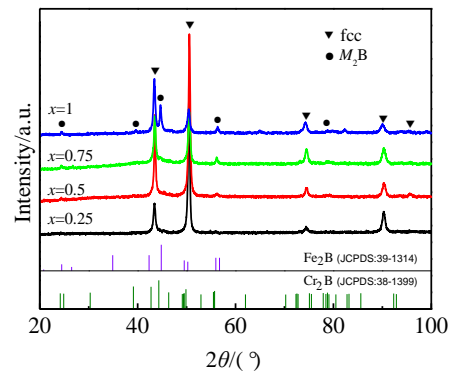


图 1 FeCrNiCoMnB_x 高熵合金涂层的 XRD 图谱
Fig.1 XRD patterns of the FeCrNiCoMnB_x coating

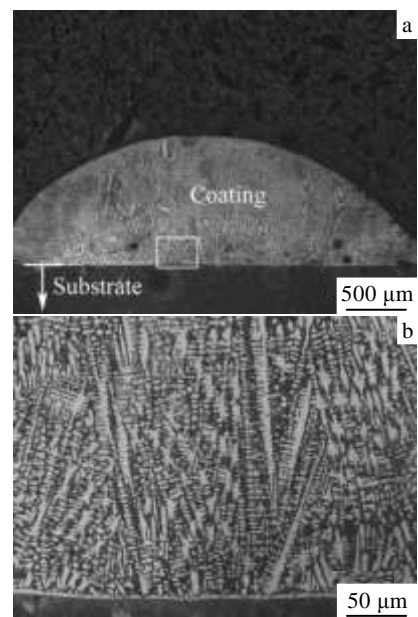


图 2 FeCrNiCoMnB_{0.25} 涂层的光学显微组织
Fig.2 Morphologies of FeCrNiCoMnB_{0.25} coatings: (a) macro-structure and (b) microstructure from white frame in Fig.2a

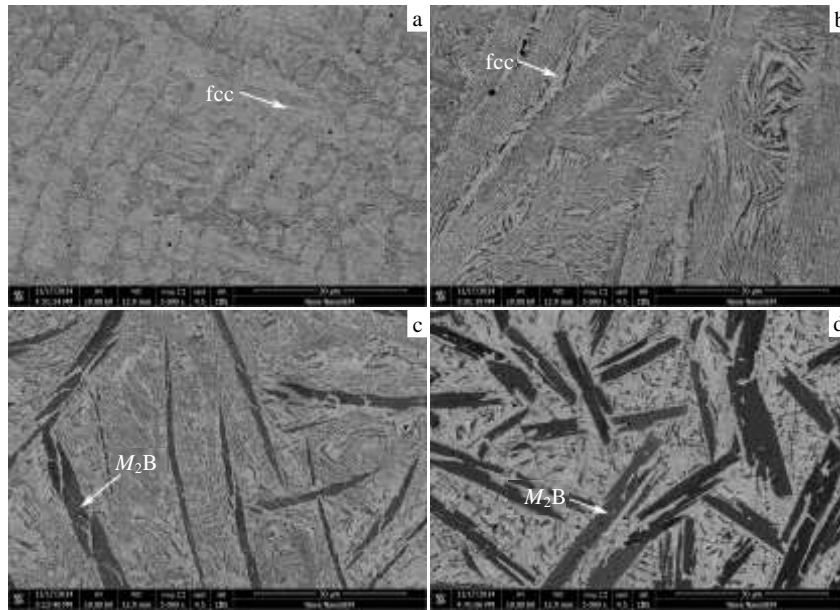


图 3 FeCrNiCoMnB_x 涂层的背散射 SEM/BSE 显微组织照片

Fig.3 SEM/BSE images of the FeCrNiCoMnB_x coating with various boron additions: (a) $x=0.25$, (b) $x=0.5$, (c) $x=0.75$, and (d) $x=1$

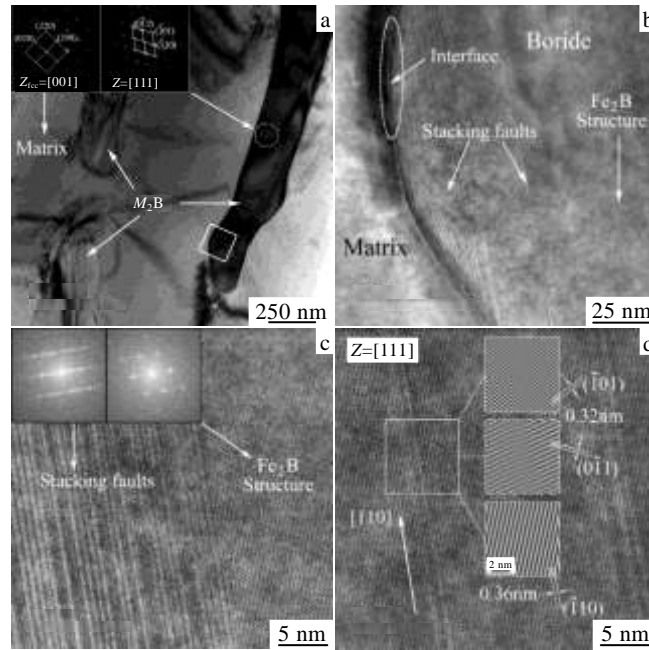


图 4 FeCrNiCoMnB_{0.75} 涂层显微组织的 TEM、HRTEM 照片及其选区电子衍射花样和傅里叶变换

Fig.4 TEM and HRTEM images of the FeCrNiCoMnB_{0.75} coating: (a) BF-TEM image and SADP of the matrix and boride, (b) HRTEM image from white frame in Fig.4a, (c) HRTEM image and FFT patterns, and (d) HRTEM image and IFFT patterns from white frame

它元素，且 Cr 元素在硼化物中的含量最高（表 1），因此将其表示为 $(Fe, Cr)_2B$ 相。图 4c 为层错的进一步放大照片，可见层错排列较密。对该区域进行傅里叶变换发现其衍射花样为点线状（图 4c），和 $(Fe, Cr)_2B$ 相的衍射花样比较基本相似，只不过因层错的出现衍射斑点成为线状，这也表明该结构是 $(Fe, Cr)_2B$ 相发

生层错而形成。为了弄清层错的发生方式，选择单条层错条纹进行 HRTEM 分析，并对其进行反傅立叶变换（图 4d），其结果说明层错发生在 $(Fe, Cr)_2B$ 相 $(\bar{1}10)$ 面的 $[110]$ 方向，且层错是以滑移的方式形成。

研究表明 Fe-Cr-B 合金中当 Cr 含量超过一定量时在硼化物内部就会产生大量的层错缺陷^[23,26-29]，而且

表 1 FeCrNiCoMnB_x 微区的 EDS 分析结果

Table 1 EDS results of FeCrNiCoMnB _x coatings (at%)							
x	Phase	B	Cr	Fe	Co	Ni	Mn
0.25	fcc	-	17.5	26.3	23.1	18.6	14.5
0.5	fcc	-	10.1	24.0	20.5	26.2	19.2
0.75	fcc	-	5.5	19.2	22.7	30.1	22.4
	M ₂ B	37.3	27.6	13.5	7.2	5.5	9.0
1	fcc	-	5.7	25.7	20.2	30.3	18.1
	M ₂ B	38.2	21.2	17.1	9.8	3.5	10.3

文献中都把这种硼化物认为与(Fe, Cr)₂B 结构相似的 (Cr, Fe)₂B 相(JCPDS: 38-1399)^[27]。因此结合本实验中硼化物的 XRD、TEM 和 SAED 分析可推测带层错的硼化物应是(Cr, Fe)₂B 相。这些层错缺陷的大量存在也导致在 XRD 中硼化物的衍射峰强度较低(图 1)。另外从硼化物和基体之间的界面来看(图 4b), 存在明显的界面, 这表明硼化物和基体并无位向关系。

Goldfarb 等^[26]认为(Cr, Fe)₂B 的层错是(Fe, Cr)₂B 相因固溶过量的 Cr 向(Cr, Fe)₂B 相变时而产生, 并归纳其为“层错诱导的相变”模式。实际上除了 Cr₂B 外, 还有 TiB^[30], CrB^[31]和 M₂₃C₆^[32]等也存在层错现象, 其中 Kooi 等^[30]报道了 TiB 中的层错也是由内部亚稳的 Bf 结构向 B27 结构转变时而形成。由于本实验中在硼化物内仍然发现了未发生层错的(Fe, Cr)₂B 相, 这种现象与 Goldfarb 等^[26]报道的一致, 因此也可用“层错诱导的相变”模式来解释实验中层错的形成机制。尽管 Goldfarb 等^[26,29]通过原子堆垛方式解释(Fe, Cr)₂B 和 (Cr, Fe)₂B 的相互转变, 但并未详细从原子尺度解释这种转变。为此, 作者尝试建立两种硼化物的原子结构图来推导它们的变化机制。

Fe₂B 和 Cr₂B 晶体结构内原子的分布如图 5 所示。从晶带轴为[001]的 Fe₂B 相原子分布来看(图 5a), 通过晶体(110)面的一侧原子沿着[110]方向切变(滑移距离为 1/4[110])即可以得到晶带轴为[001]的 Cr₂B 原子分布(图 5c)。但是从 Fe₂B 相的另一个晶带轴 [110] 来看(图 5b), 则会发现要想获得 [010] 轴方向的 Cr₂B 结构(图 5d), 这些原子实际上应沿 [111] 方向滑移, 滑移距离为 1/4[111]。由此可见, 通过这种原子的简单滑移可实现 Cr₂B 向 Fe₂B 的转变, 反之亦然。因此, 这两相的转变很容易通过 Fe₂B 的 (110) 面或 Cr₂B 的 (040)面以层错的方式实现。实验中硼化物中层错的出现则实际上是 (Fe, Cr)₂B 相通过(110) 面的层错(滑移距离为 1/4[111])方式向(Cr, Fe)₂B 相转变而产生。

2.3 涂层显微硬度与耐磨性能

图 6 为 FeCrNiCoMnB_x 涂层的显微硬度分布曲线。由图 6 可知涂层硬度高于基体, 且含硼量越高, 涂层硬度越高。当含硼量 x=1 时, 硬度大幅提高。图 7 为

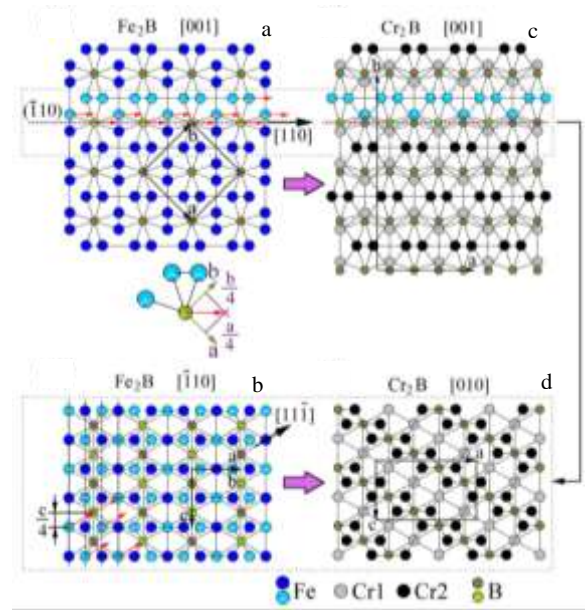


图 5 Cr₂B 和 Fe₂B 原子的结构分布图

Fig.5 Atomic structures: (a) Fe₂B (z=[001]), (b) Fe₂B (z=[110]), (c) Cr₂B (z=[001]), (d) Cr₂B (z=[010]) (the red arrow represents the moving direction and distance of atoms; Cr1 and Cr2 represent two different positions of Cr atom in the Cr₂B crystal structure)

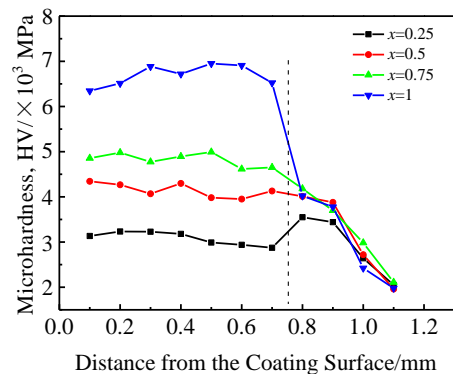


图 6 FeCrNiCoMnB_x 涂层的显微硬度

Fig.6 Microhardness profile along the cross section of the FeCrNiCoMnB_x coating with various boron x additions

FeCrNiCoMnB_x 涂层的平均硬度和硼化物含量与涂层中硼添加量的关系曲线。硼化物含量的测量是通过选取各个样品中 5 个不同视场的 SEM/BSE 组织照片(1000×)并经过 Olycia Series Imaging Analysis 软件测量后取平均值而得。从各个涂层中硼化物含量随硼添加量的变化可以看出, 两者基本呈现线性变化, 这与 x≤0.75 时涂层硬度的增长趋势基本一致, 说明涂层硬度的逐步增大主要与硬质相硼化物含量的增加有关。然而当 x=1 时, 涂层平均硬度达到 6690 MPa, 发生了跳跃式增长, 表明此时硬度的增长不仅与硼化物

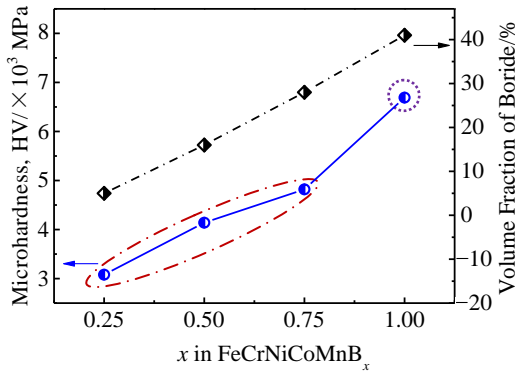


图 7 FeCrNiCoMnB_x 涂层硬度和硼化物含量与 x 变化的关系
Fig.7 Mean microhardness and borides content of the FeCrNi-CoMnB_x coating with various boron x additions

含量的增长有关，还与其它因素有关。

根据前面的分析可知，硼化物 M₂B 中实际上包含不同结构的(Cr, Fe)₂B 和(Fe, Cr)₂B 两相(图 4b)，且生成 (Cr, Fe)₂B 相的多少取决于(Fe, Cr)₂B 相发生层错的情况。当硼添加量少时 (x≤0.75)，在 SEM 形貌中有大量的硼化物存在，而在 XRD 中却基本无法找到该相的衍射峰，因此可认为(Fe, Cr)₂B 相基本都发生层错而转变为(Cr, Fe)₂B 相；而当 x=1 时，XRD 中已出现了(Fe, Cr)₂B 相的衍射峰，说明有更多的(Fe, Cr)₂B 相未发生层错而残留。而由于两种硼化物因结构的不同，Fe₂B 相的硬度值 (18 GPa) 要大于 Cr₂B 相 (13 GPa)^[23]，因此当 x=1 时涂层硬度的跳跃式增长除了硬质第二相含量增加有关，还与 (Cr, Fe)₂B 相减少，而 (Fe, Cr)₂B 相增多有关。

图 8 为 FeCrNiCoMnB_x 高熵合金涂层的磨损体积与其平均硬度随硼含量变化的关系。从图中可以看出随着涂层中硼含量的增加，涂层的硬度升高，而涂层

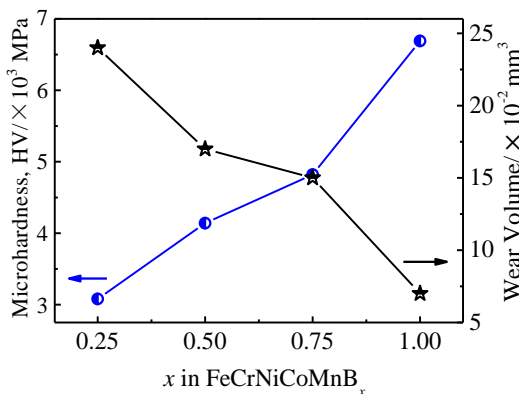


图 8 FeCrNiCoMnB_x 涂层的磨损体积与平均硬度随 x 变化关系

Fig.8 Relationships between the wear volume and average hardness of the FeCrNiCoMnB_x coatings with various boron x additions

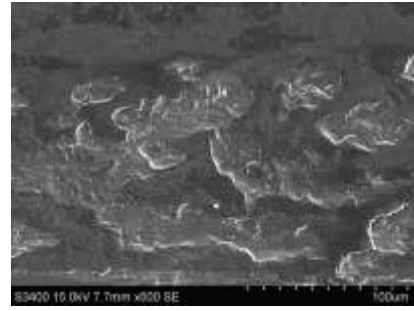


图 9 FeCrNiCoMnB_{0.75} 涂层的磨损表面 SEM 照片

Fig.9 SEM image of wear surface of the FeCrNiCoMnB_{0.75} coating

的磨损体积下降，耐磨性提高，这表明 FeCrNiCoMnB_x 涂层的耐磨性能与硬度呈现正相关的关系，与合金的一般规律一致^[33]。图 9 为 FeCrNiCoMnB_{0.75} 涂层的表面磨损形貌，从磨损表面可看到涂层表面在塑性变形后留下了波浪状纹理，同时还存在较多的剥落坑。表层的塑形变形表明发生了粘着磨损，而表面的剥落可能与表层塑形变形不断积累后，亚表面微裂纹的形成和扩展有关。另外，在剥落坑的内部存在犁沟痕迹，这主要是因为剥层磨损形成的硬质磨屑（硼化物）在剥落坑表面发生磨粒磨损而造成。

3 结 论

1) 在 45#钢板上激光熔覆 FeCrNiCoMnB_x 合金涂层具有良好的表面形貌，同时在界面上形成了冶金结合。涂层均由简单 fcc 结构固溶体和硼化物两相构成。随 B 含量的增加，硼化物含量逐渐增多。当 x≤0.75 时硼化物以(Cr, Fe)₂B 相为主，而当 x=1 时则有大量(Fe, Cr)₂B 相出现。

2) 通过 B 的添加，涂层硬度增大，耐磨性能增强，显著改善了涂层的力学性能。涂层的磨损机制主要以粘着磨损破坏为主。当 x=1 时硬度急剧升高至 6690 MPa，这主要与硼化物由(Cr, Fe)₂B 相向(Fe, Cr)₂B 相转变有关。

3) 涂层硼化物中存在大量高密度层错。硼化物中的层错实际上是(Fe, Cr)₂B 相通过(110)面的层错(滑移距离为 1/4[111])方式而向(Cr, Fe)₂B 相转变而产生。

参考文献 References

[1] Murty B S, Yeh J, Ranganathan S. *High-entropy Alloys*[M]. London: Butterworth-Heinemann, 2014: 149
[2] Zhang Y, Zuo T T, Tang Z et al. *Prog Mater Sci*[J], 2014, 61: 1
[3] Huang C, Zhang Y, Shen J et al. *Surf Coat Technol*[J], 2011,

- 206(6): 1389
- [4] Kuncce I, Polanski M, Bystrzycki J. *Int J Hydrogen Energ*[J], 2013, 38(27): 12 180
- [5] Qiu X, Liu C. *J Alloy Compd*[J], 2013, 553: 216
- [6] Ye X, Ma M, Cao Y *et al. Physics Procedia*[J], 2011, 12: 303
- [7] Zhang H, Pan Y, He Y. *Mater Design*[J], 2011, 32(4): 1910
- [8] Cantor B, Chang I T H, Knight P *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2004, 375-377: 213
- [9] Zhu C, Lu Z P, Nieh T G. *Acta Mater*[J], 2013, 61(8): 2993
- [10] Tsai K Y, Tsai M H, Yeh J W. *Acta Mater*[J], 2013, 61(13): 4887
- [11] Otto F, Dlouhý A, Somsen C *et al. Acta Mater*[J], 2013, 61(15): 5743
- [12] He J Y, Liu W H, Wang H *et al. Acta Mater*[J], 2014, 62: 105
- [13] Yao M J, Pradeep K G, Tasan C C *et al. Scripta Mater*[J], 2014, 72-73: 5
- [14] Ji W, Wang W, Wang H *et al. Intermetallics*[J], 2015, 56: 24
- [15] Laurent-Brocq M, Akhatova A, Perrière L *et al. Acta Mater* [J], 2015, 88: 355
- [16] Otto F, Hanold N L, George E P. *Intermetallics*[J], 2014, 54: 39
- [17] Bhattacharjee P P, Sathiaraj G D, Zaid M *et al. J Alloy Compd*[J], 2014, 587: 544
- [18] Gludovatz B, Hohenwarter A, Catoor D *et al. Science*[J], 2014, 345(6201): 1153
- [19] Kulka M, Makuch N, Dziarski P *et al. Ceram Int*[J], 2014, 40(4): 6083
- [20] Do J, Lee H, Jeon C *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2012, 43(7): 2237
- [21] Lee K, Son C, Kim J S *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2006, 441(1-2): 291
- [22] Hemmati I, Huizenga R M, Ocelk V *et al. Acta Mater*[J], 2013, 61(16): 6061
- [23] Sorour A A, Chromik R R, Gauvin R *et al. Mater Charact*[J], 2013, 86: 127
- [24] Ma S, Xing J, Yi D *et al. Surf Coat Technol*[J], 2011, 205(21-22): 4902
- [25] Li R, Li Z, Huang J *et al. Appl Surf Sci*[J], 2012, 258(20): 7956
- [26] Goldfarb I, Kaplan W D, Ariely S *et al. Philos Mag A*[J], 1995, 72(4): 963
- [27] Jin H W, Rhyim Y M, Hong S G *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2001, 304: 1069
- [28] Jin H W, Park C G, Kim M C. *Mater Sci Eng A*[J], 2001, 304: 321
- [29] Yijian L, Jian H. *J Mater Sci*[J], 1991, 26(10): 2833
- [30] Kooi B J, Pei Y T, De Hosson J T M. *Acta Mater*[J], 2003, 51(3): 831
- [31] Sun R L, Mao J F, Yang D Z. *Surf Coat Technol*[J], 2002, 150(2): 199
- [32] Ma S, Xing J, Fu H *et al. Acta Mater*[J], 2012, 60(3): 831
- [33] Hsu C, Yeh J, Chen S *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2004, 35(5): 1465

Microstructure and Properties of FeCrNiCoMnB_x High-Entropy Alloy Coating Prepared by Laser Cladding

Zhang Chong^{1,2}, Wu Bingqian¹, Wang Qianting³, Chen Dingning³, Dai Pinqiang^{1,3}

(1. Fuzhou University, Fuzhou 350108, China)

(2. Fujian Province Special Equipment Inspection Institute, Fuzhou 350008, China)

(3. Fujian University of Technology, Fuzhou 350108, China)

Abstract: A FeCrNiCoMnB_x high-entropy alloy coating was prepared by laser cladding on a low carbon steel substrate. The effect of boron addition on the microstructure, hardness, and wear resistance of FeCrNiCoMnB_x was studied. The formation mechanism of stacking faults (SFs) in boride was analyzed. Results show that the coating has a simple fcc structure with boride precipitation. Boride precipitation is mainly the (Cr,Fe)₂B phase when the boron content *x* is increased from 0.25 to 0.75. However, as the value of *x* reaches 1.0, many (Fe, Cr)₂B phases are found in the boride. The volume fraction of borides increases with the increase in boron content. Hardness and wear resistance of the coating are also enhanced. (Fe,Cr)₂B borides have high-density SFs on the (110) planes. The generation of SFs in (Fe,Cr)₂B is probably attributed to the (Fe, Cr)₂B→(Cr,Fe)₂B phase transformation by a simple shear of (Fe,Cr)₂B (110) planes (with shear vectors at nearly 1/4 [110]).

Key words: high-entropy alloy; laser cladding; wear resistance; borides; stacking faults

Corresponding author: Dai Pinqiang, Ph. D., Professor, Department of Materials Science and Engineering, Fuzhou University, Fuzhou 350108, P. R. China, Tel: 0086-591- 83734022, E-mail: pqqdai@126.com