

FeBSiNb 非晶纳米晶复合涂层的制备及性能研究

商俊超, 梁秀兵, 陈永雄, 范建文, 王 慧, 徐滨士

(装甲兵工程学院 机械产品再制造国家工程研究中心, 北京 100072)

摘 要: 采用雾化制备了 FeBSiNb 合金粉末, 经过火焰喷涂后, 制备了高非晶含量的 FeBSiNb 涂层。利用 X 射线衍射仪、差热分析仪、扫描电镜和透射电镜分析了粉末和涂层的表面形貌、显微组织和结构特征。结果表明: FeBSiNb 合金粉末主要由晶体 Fe_2B 相和 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 固溶体组成, 形状大多为近球形并伴有少量的“卫星”球。FeBSiNb 非晶涂层主要由非晶相 (含量 85 vol% 左右)、 Fe_2B 晶体相和 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 纳米晶相组成。非晶涂层在 531~605 $^{\circ}\text{C}$ 区间发生晶化, 涂层的玻璃转变温度 T_g 为 513 $^{\circ}\text{C}$, 晶化温度 T_x 为 531 $^{\circ}\text{C}$, 计算得出 FeBSiNb 系合金形成非晶相的临界冷却速率为 $9.6 \times 10^3 \text{ K/s}$ 。对涂层的摩擦磨损性能进行测试, 在载荷 5 N, 频率 5 Hz, 时间 30 min 摩擦条件下, FeBSiNb 非晶涂层的摩擦系数仅为 0.2 左右, 相对耐磨性约为 45#钢基体的 10 倍。

关键词: 合金粉末; 火焰喷涂; Fe 基非晶涂层; 摩擦磨损

中图分类号: TG174.441

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)05-1601-06

热喷涂技术, 如爆炸喷涂^[1]、超音速等离子喷涂技术^[2]和高速火焰喷涂技术^[3,4]等已成为机械再制造的关键技术。在这些热喷涂技术中, 选择高性能的喷涂材料是实施优质再制造的关键, 它直接决定了最终成形层性能的好坏。与传统合金材料相比, 非晶纳米晶亚稳态合金材料具有很高的强度和优良的耐磨性、耐蚀性^[5-9]。利用热喷涂技术制备非晶纳米晶涂层是 21 世纪初备受瞩目的热点研究领域。现有热喷涂技术制备非晶涂层大多喷涂非晶态粉末。制备非晶态粉末的主要方法有: 快速冷凝法^[10,11](气雾化和水雾化法)、机械球磨法^[12]、化学还原法^[13]等。机械球磨法和化学还原法能够生产各种合金体系的非晶粉末, 但是生产效率低, 时间周期长, 仅停留在实验室研究阶段; 水雾化法极高的冷却速率可以制备非晶态粉末, 但粉末形状不规则, 流动性差, 不适合热喷涂使用。气雾化法冷却速率较低, 金属液滴可以充分团聚形成球形或近球形粉末, 满足热喷涂设备对粉末流动性的要求, 具有极好的发展前景。但是其冷却速度较低, 只有极细的粉末才为非晶态, 非晶粉末产量低。非晶粉末苛刻的制备工艺、较低的生产效率和复杂的多元材料体系使得其经济成本非常高, 相应地严重限制了非晶涂层大范围的工业化应用。本实验在前期课题组对 FeBSiNb^[8,14,15]非晶材料体系的研究基础上, 运用气雾化法制备 FeBSiNb 系合金粉末, 利用高速火焰喷涂快

速冷凝的特点, 原位生成高非晶含量的 Fe 基非晶涂层, 为非晶涂层低成本的制备提供一种新思路。

1 实 验

把纯 Fe、FeB、SiFe、NbFe 等工业合金利用中频感应炉熔炼成 $\Phi 70 \text{ mm} \times 150 \text{ mm}$ 合金棒。熔铸的圆柱棒放入真空气雾化炉中进行雾化造粉。熔炼电源为 2.5 kHz, 100 kW 变频机电源, 坩埚为 5 kg 级氧化镁陶瓷坩埚, 可以承受 1600 $^{\circ}\text{C}$ 高温, 在坩埚里面有一高纯 Al_2O_3 陶瓷管, 包覆钨钼合金热电偶丝, 测量熔炼过程中温度的变化。喷嘴为超音速双耦合喷嘴, 导流管直径 4.5~5 mm, 雾化压力 0.65~0.7 MPa, 氩气保护, 过热度为 200~250 $^{\circ}\text{C}$, 保温 20 min。采用三级旋风收粉器, 收集的 10~45 μm 的合金粉末经过高速火焰喷涂制备涂层。喷枪为 CP-3000, 氧气流量 1.2 m^3/h , 乙炔 1.3 m^3/h , 粉末流量 35 g/min, 喷涂距离 200 mm, 基体为 100 mm $\times$ 100 mm 的 45#钢, 喷涂时, 后面用 0.7 MPa 压缩空气进行冷却。

采用 D8 型 X 射线衍射仪分析粉末和涂层的相结构。采用 Cu 靶的 $K\alpha$ 射线, $\lambda=0.154\ 060 \text{ nm}$, 衍射范围 $20^{\circ} \sim 100^{\circ}$, 步长为 0.02° ; 采用 Nova Nano 650 型场发射扫描电镜观察粉末和涂层的微观结构, 同时对涂层和基体的磨损形貌进行观测; 采用 FEI F20 型高分辨透射电镜 (HRTEM) 观察涂层的微观晶体结构; 采用德国

收稿日期: 2017-05-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51375492, 51575527); 教育部新世纪优秀人才支持计划项目 (NCET-13-1068)

作者简介: 商俊超, 男, 1988 年生, 博士, 装甲兵工程学院机械产品再制造国家工程研究中心, 北京 100072, 电话: 010-66717416, E-mail: shangjc2011@163.com

耐驰公司生产的 STA-449 型示差扫描热计 (DSC) 测量粉末和涂层的相组织结构随温度的变化, 温度范围为 25~900 °C, 升温速率 10 K/min, 测量时高纯 N₂ 保护; 采用 UMT-3 型多功能摩擦磨损测试仪对涂层的摩擦磨损性能进行评价, 测试参数为: 载荷 5 N, 频率 5 Hz, 时间 30 min, 干摩擦条件, 对磨件为 GCr15。

2 结果与分析

2.1 粉末与涂层的相结构

图 1 为 FeBSiNb 粉末与涂层的 XRD 图谱。从图中可以看出, 粉末由晶体相组成, 非晶含量很少, 主要成分为 Fe₂B 晶体相和 α -Fe(Si) 固溶体。与粉末相比, 涂层的衍射峰在 2θ 为 44°~46° 明显发生了宽化, 形成了“馒头状”漫散射峰, 这是含有非晶相的典型特征, 说明有非晶相的生成。经过 Verdon^[16] 方法对 XRD 图谱进行 Pseudo-Voigt^[17,18] 函数拟合, 非晶含量在 85 vol% 左右。

FeBSiNb 粉末中没有出现非晶态而涂层中形成了大量的非晶相, 主要原因是冷却速度的不同。在气雾化造粉过程中, 为了消除合金体系中存在的难熔晶体相和局部的原子团簇^[19], 过热度保持在 200~250 °C。过高的过热度使得合金熔体的整体热量增加, 凝固时释放的潜热降低了金属液滴的实际冷却速率, 达不到形成非晶相的最低冷却速度, 非晶含量较少。在制备涂层过程中, 利用火焰喷涂高温熔化和快速冷凝 (冷却速率 $>10^6$ K/s^[20]) 的特点, 喷涂经过消除难熔晶体相和局部原子团簇达到充分合金化的粉末, 较容易形成高非晶含量的非晶涂层。在粉末和涂层中都观察到有 Fe₂B 晶体相的存在。主要是因为, 在粉末凝固过程中, 由于冷却速度不足, 难以形成非晶相, 硼在铁中的最大溶解度不超过 0.02%, 当 B 含量 $>3.25\text{at}\%$ 时, 硼化物主要以共晶 Fe₂B 晶体相析出^[21]; 在火焰喷涂过程中, 粉末在焰心受热不均匀, 有些大颗粒粉末受热较低时, 仅熔化或半熔了粉末的表层, 内部的晶粒没有达到溶化温度就已经沉积在基体表面, 而 Fe₂B 属于硬脆难熔相^[22], 会有一部分残存在涂层中; 而且快速冷凝的过程中生成的亚稳相 Fe₃B, 在沉积的熔融粒子凝固时释放的结晶潜热, 会有 Fe₃B $\rightarrow$ Fe₂B + α -Fe 的转变^[23]。

2.2 粉末与涂层的微观形貌

图 2 是 FeBSiNb 晶体粉末的微观形貌和相应位置能谱分析 (表 1)。制备的合金粉末形状大都是近球形或椭球形, 球形度好, 保证了其具有较好的流动性。大颗粒粉末表面比较粗糙, 存在较多气孔, 可以明显看到枝晶组织, 周围粘附着较多的“卫星球”。小颗粒粉末表面光滑均匀, “卫星”颗粒较少。

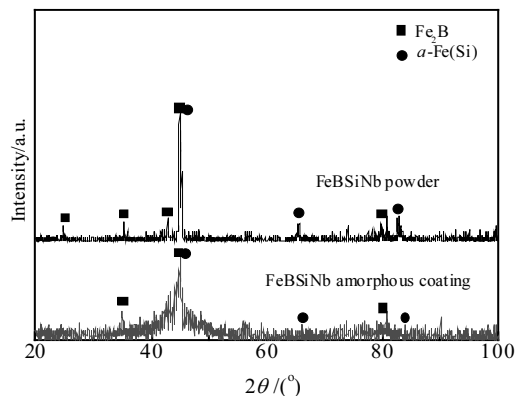


图 1 FeBSiNb 粉末与涂层 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of FeBSiNb powder and amorphous coating

金属熔滴的凝固一般会经历 5 个过程^[24,25], 液相的冷却、再辉、偏析凝固、包晶转变和固态相的冷却。而且随着冷却速度的不同, 呈现出平面状-胞状-树枝状-胞状平面状的变化规律。如果冷却速度足够快, 熔滴从初始温度快速冷却到液相温度以下, 会获得很大的过冷度, 开始凝固结晶时释放的结晶潜热, 使熔滴温度回升, 即为再辉。回升温度低至玻璃转变温度 T_g 时, 直接凝固成非晶态。回升温度达到结晶温度时, 熔滴内部会结晶形核, 形成胞状平面状粉末; 如果冷却速度不够快, 熔滴达到固液相线时开始结晶形核, 结晶产生的潜热发生再辉, 使已经凝固的枝晶发生重熔形成新的晶核^[26], 形成一个粉末球体中有多个晶核的现象。在发生再辉时, 熔滴内部的气体逸出, 在粉末表面形成较多的孔洞。“卫星球”的形成一般是粗颗粒和细颗粒在飞行过程中相互焊接的结果, 当粗颗粒表面的形状粗糙时, 相互作用的可能性增大, 使得“卫星球”的数量增加^[27]。粉末主要元素组成如表 1 所示。

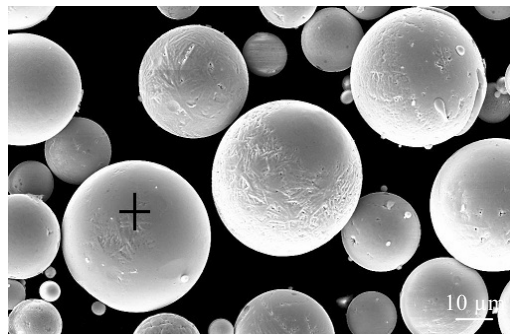


图 2 FeBSiNb 晶体粉末微观形貌

Fig.2 SEM image and EDS analysis position of FeBSiNb powder

表 1 图 2 中的粉末元素 EDS 分析

Table 1 EDS analysis of the powder in Fig.2

Element	B	Si	Fe	Nb
$\omega/\%$	1.73	4.00	89.94	4.33

图 3a 为涂层沿截面的微观形貌。涂层截面比较平滑, 组织均匀, 结构致密, 只有少量的孔隙和微裂纹存在, 经图像分析软件测得涂层的孔隙率为 0.8%, 具有较高的致密度。扁平粒子之间的随机搭接堆积和气体的逸出会形成较大的空隙, 熔融粒子的快速冷却和凝固会形成微小裂纹^[28], 黑色区域为夹杂在涂层中的 Fe_2B 相, 涂层的化学组成为 $\text{Fe}_{87.01}\text{B}_{5.17}\text{Si}_{3.49}\text{Nb}_{4.33}$ (at%), 与粉末中成分一致。图 3b 为 FeBSiNb 非晶涂层的 TEM 明场像。可以看出, 在均匀的衬底下, 弥散分布着大小为 5 nm 左右的圆形纳米晶相。图 3c 为 A 区域选区电子衍射花样。衍射花样由中心较宽的晕及漫散的环组成, 说明 A 选区为完全非晶区域。而 B 区域衍射花样 (图 3d) 的环上可以发现细小的纳米晶衍射斑点, 证实有纳米晶颗粒的析出, 分布在衬度均一的非晶母相中。如前文所述, 晶体相的形成有两种情况, 一种是合金粉末在火

焰喷涂过程中, 所处焰心位置不同导致受热不均, 颗粒较粗大的粉末仅有表层熔融, 表层熔融粒子经过快冷形成非晶态, 内部晶粒仍包覆其中镶嵌在涂层中; 另一种是形成完全非晶态的熔融粒子在凝固过程中, 释放的结晶潜热和后续喷涂粒子提供的能量 (热能和动能) 满足晶核形成临界尺寸对能量的要求时, 便会有晶体相析出形成纳米晶, 此时纳米晶相主要以 $\alpha\text{-Fe}$ 相为主^[29], 在各向同性的非晶相中呈近球形。B、Nb 在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的溶解度非常小 (B 在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的溶解度小于 0.0004%), B、Fe 原子直径比为 0.7, 大于形成间隙固溶体的上限尺寸因素 0.59, 又小于形成置换固溶体的下限尺寸因素 0.86^[30]。B 原子固溶 in Fe 基体中将会引起很大的晶格畸变, 阻碍晶粒的生长。Si 原子与 Fe 原子半径相近, Si 原子置换 $\alpha\text{-Fe}$ 中的 Fe 原子形成 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 固溶体。随着晶化的进行, 溶质原子 B、Nb 在熔液中的浓度不断增大, 混乱度和粘度相应增加, 原子的长程扩散变得困难, 同时, 随着浓度的增加过冷液态与晶态之间的焓变减少, 固液界面能增大, 体系的固液相自由能变化减小, 降低结晶的驱动力, 促使亚稳态非晶相的形成。

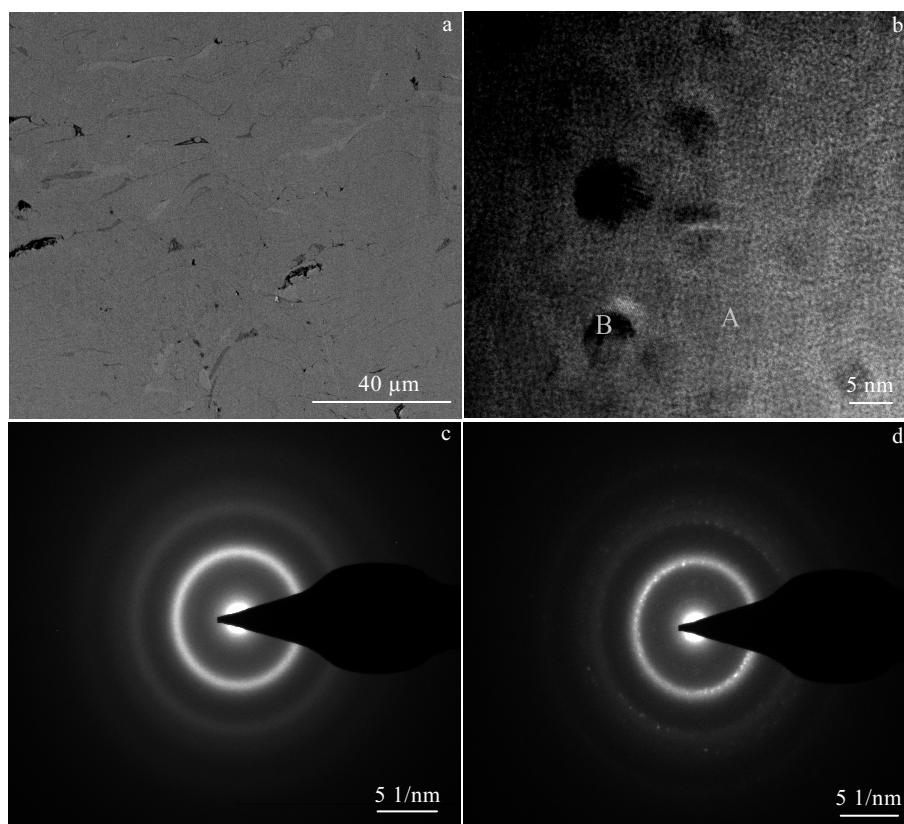


图 3 FeBSiNb 非晶涂层微观形貌

Fig.3 TEM morphologies of FeBSiNb amorphous coating: (a) cross-sectional morphology, (b) bright-field image, (c) selected area electron diffraction pattern of zone A in Fig.3b, and (d) selected area electron diffraction pattern of zone B in Fig.3b

2.3 涂层的 DSC 分析

图 4 为 FeBSiNb 粉末和非晶涂层在加热速率为 10 K/min 时的 DSC 曲线。可以看出,粉末从常温加热到 900 °C 基本没有热焓的变化,证实粉末中没有非晶相的存在;而涂层在 531~605 °C,有 1 个明显的放热峰,说明涂层中非晶相在此区间生了晶化反应。利用切线法得出非晶涂层的玻璃转变温度 T_g 为 513 °C,晶化温度 T_x 为 531 °C。

相同的成分和合金元素,为什么粉末中没有非晶相的存在而涂层中存在大量非晶相,主要原因在于冷却速度的不同。根据 Lu^[31]提供的非晶相形成的临界冷却速度 R_c 公式:

$$R_c = 5.1 \times 10^{21} \exp(-117.19\gamma) \quad (1)$$

其中: $\gamma = T_x / (T_g + T_l)$, T_x 为开始晶化温度, T_g 为玻璃转变温度, T_l 为熔融液体的温度。FeBSiNb 合金的熔点在 1200 °C 左右,在气雾化真空制粉过程中,为保证熔融液态中难溶晶体相和原子团簇的消融,过热度保持在 200~250 °C,即 T_l 温度超过 1400 °C,此时, $\gamma = 0.3204$,则 $R_c = 2.6 \times 10^5$ K/s。而真空气雾化制粉的冷却速率一般在 $10^3 \sim 10^4$ K/s,很难形成非晶态合金。而在制备火焰喷涂层时, T_l 温度在 1250 °C^[8]左右,此时 $\gamma = 0.3482$,则 $R_c = 9.60 \times 10^3$ K/s。火焰喷涂的冷却速度在 $10^6 \sim 10^8$ K/s^[26],很容易形成非晶态合金。即合金粉末中未出现非晶态而涂层中出现大量非晶相。

2.4 涂层摩擦磨损性能

图 5 为 FeBSiNb 非晶涂层与 45#钢基体在干摩擦条件下 5 N, 5 Hz, 30 min, 与 GCr15 对磨的摩擦系数。45#钢基体摩擦系数在 0~500 s 时,摩擦系数呈上升趋势,经过小范围的波动稳定在 0.4 左右。FeBSiNb 非晶涂层的摩擦系数在 0.2 左右,在起始阶段呈现较大的波动,出现一个较为明显的磨合阶段。在 200~

700 s 时,摩擦系数出现有规律的起伏,原因可能是涂层中硬质颗粒在与摩擦副之间的粘着和剪切造成的,在 700 s 之后,硬质颗粒剥落填充在摩擦界面之间,稍微减小了摩擦系数。滑动摩擦过程中,在接触应力作用下摩擦接触的近表面会有大量的位错产生^[32],对于晶体材料而言,位错在运动过程中会受到晶界的阻碍不断堆积,超过一定限时产生应变硬化,而应变硬化使得位错运动非常困难,反之使得摩擦力急剧增加,实际接触面积增大,摩擦系数上升。对于非晶材料,本身没有晶界、位错和晶格畸变等缺陷,减少了接触应力,因此具有较低的摩擦系数。

对 FeBSiNb 非晶涂层和 45#钢基体磨痕形貌进行分析如图 6 所示,FeBSiNb 非晶涂层磨痕较浅,表面平整,磨痕宽度较窄仅有 99.93 μm ,主要以磨粒磨损为主。45#钢基体磨痕较深,表面凹凸不平,存在大面积剥落的痕迹,磨痕宽度在 950 μm 左右,主要以沾着磨损和滑动疲劳磨损为主。涂层的磨痕宽度仅为 45#钢基体的 1/10 左右,经过磨损量的测量,FeBSiNb 非晶涂层的相对耐磨性约为 45#钢基体的 10 倍。

FeBSiNb 非晶涂层的硬度较高(平均 9000 MPa),在与 GCr15 对磨时充当硬质体。而且涂层中晶界位错等缺陷少,减少了应力集中,涂层的磨痕比较浅。主要的磨损是涂层中含有的细小颗粒,如未熔粉末、氧化物及脆性硬质相等,在摩擦表面充当磨粒,对涂层表面划伤,形成轻微的犁沟。而 45#钢基体在与 GCr15 对磨时,充当软质体。在反复的滑动摩擦下,接触表面的微凸体不断相互粘着,45#钢基体表层上的连续塑性剪切将沿着滑移方向产生裂纹并扩展,经过一定循环之后,沿着裂纹的扩展轨迹就分离出碎片,这些碎片粘着在对磨件或已形成的碎片上,形成一个看似大颗粒的碎片团簇^[29]。

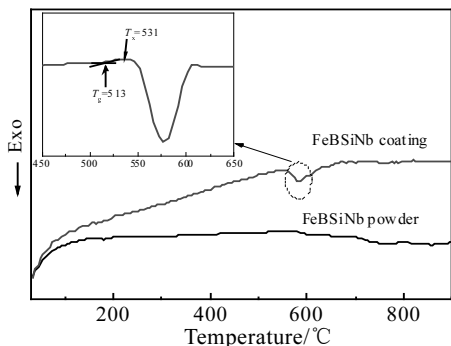


图 4 FeBSiNb 粉末和非晶涂层 DSC 曲线

Fig.4 DSC curves of FeBSiNb powder and amorphous coating

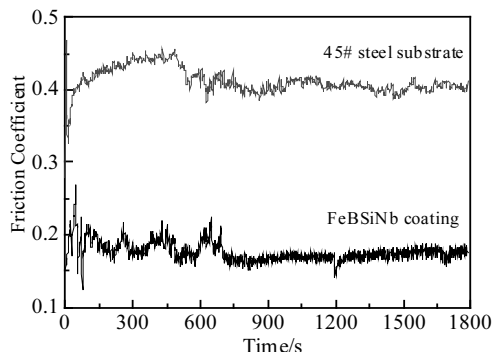


图 5 FeBSiNb 非晶涂层与 45#钢摩擦系数

Fig.5 Friction coefficient of amorphous coating and 45# steel substrate

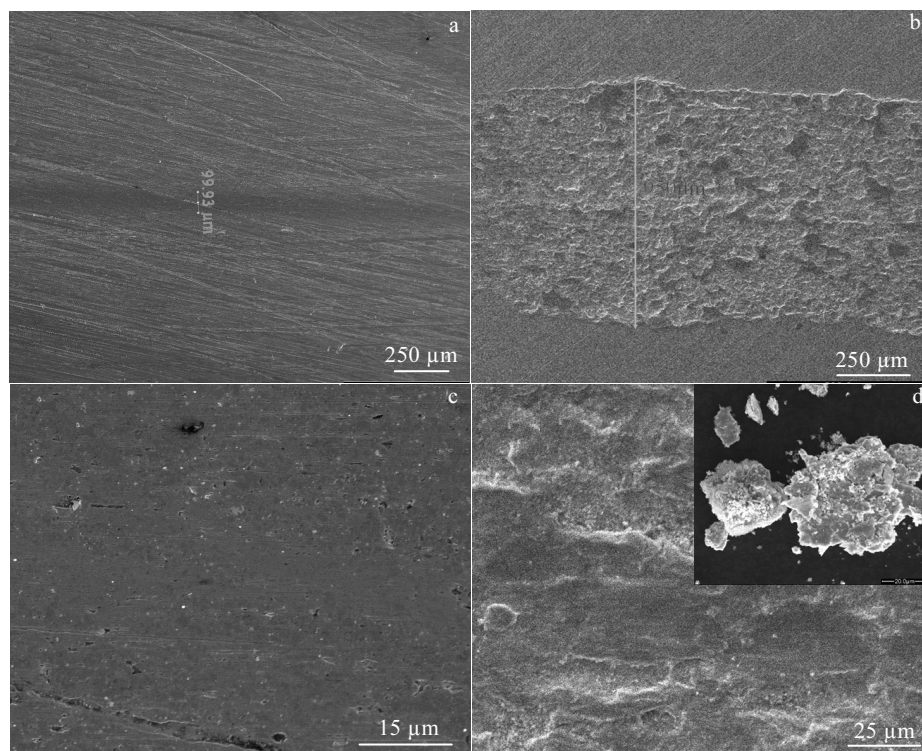


图6 FeBSiNb 非晶涂层与 45#钢基体磨痕形貌

Fig.6 Worn surfaces of amorphous coating and 45# steel substrate: (a, c) FeBSiNb amorphous coating; (b, d) 45# steel substrate

3 结 论

1) 利用真空气雾化技术制备了 FeBSiNb 合金粉末, 粉末主要由晶体 Fe_2B 相和 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 固溶体组成。

2) 经过火焰喷涂后, 制备了高非晶含量的 FeBSiNb 非晶涂层, 涂层非晶含量在 85 vol% 左右, 玻璃转变温度 T_g 为 513 $^{\circ}\text{C}$, 晶化温度 T_x 为 531 $^{\circ}\text{C}$, 计算得出 FeBSiNb 系合金体系形成非晶涂层的临界冷却速率为 $9.6 \times 10^3 \text{ K/s}$ 。在与 GC15 对磨时, 非晶涂层摩擦系数在 0.2 左右, 相对耐磨性能约为 45#钢基体的 10 倍。

参考文献 References

- [1] Saladi S, Menghani J V, Prakash S. *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2015, 24(5): 778
- [2] Vardelle A, Moreau C, Themelis N J *et al. Plasma Chemistry and Plasma Processing*[J], 2015, 35(3): 491
- [3] Rottger A, Weber S, Theisen W. *Materials Science and Technology* [J], 2011, 27(6): 973
- [4] Wielage B, Wank A, Pokhmurska H *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2006, 201(5): 2032
- [5] Inoue A, Takeuchi A. *Acta Materialia*[J], 2011, 59: 2243
- [6] Voyer J. *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2010, 19(5): 1013
- [7] Gauri R Khanolkar, Michael B Rauls, James P Kelly *et al. Scientific Reports*[J], 2016(3): 1
- [8] Cheng J B, Wang Z H, Xu B S. *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2012, 21(5): 1025
- [9] Guo Wenmin, Wu Yuping, Zhang Jianfeng *et al. Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2014, 23(7): 1157
- [10] Zhang Liang, Li Deren, Lu Zhichao *et al. Sci China Tech Sci*[J], 2010, 53(5): 1290
- [11] Zhang Baolong, Lin Yaojun, Zhou Yizhang *et al. Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2009, 40: 995
- [12] Zhou Shuzhu, Wang Wenwu. *Rare Metals*[J], 2010, 29(2): 22
- [13] Yuan Zizhou(袁子洲), Chen Jinmei(陈金妹). *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2006, 16(6): 43
- [14] Cheng Jiangbo, Liang Xiubing, Wang Zehua *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2013, 42(S): 283
- [15] Cheng Jiangbo(程江波), Liang Xiubing(梁秀兵), Wang Zehua(王泽华) *et al. Tribology*(摩擦学报)[J], 2012, 32(2): 119
- [16] Verdon C, Karimi A, Martin J L. *Materials Science and*

- Engineering A*[J], 1998, 246: 11
- [17] Langford J I. *Journal of Applied Crystallography*[J], 1978, 11: 10
- [18] Cerqueira M F, Ferreira J A, Adriaenssens G J. *Thin Solid Films*[J], 2000, 370: 128
- [19] Hu Zhuangqi(胡壮麒), Zhang Haifeng(张海峰). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(11): 1391
- [20] Moreau C, Cielo P, Lamontagne M *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 1991, 46: 173
- [21] Fu Hanguang(符寒光), Jiang Zhiqiang(蒋志强). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2006, 42(5): 545
- [22] Martini C, Palombarini G, Poll G *et al.* *Wear*[J], 2004, 256(6): 608
- [23] Yao B, Su W H, Li F S. *Journal of Materials Science Letters*[J], 1997, 16: 1991
- [24] Chen Xin(陈欣), Ouyang Hongwu(欧阳洪武), Huang Shicheng(黄誓成) *et al.* *Journal of University of Science and Technology Beijing*(北京科技大学学报)[J], 2008, 30(1): 35
- [25] Ouyang Hongwu(欧阳洪武), Chen Xin(陈欣), Yu Wentao(余文焘) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(6): 866
- [26] Kurz W, Giovanola B, Trivedi R. *Acta Metallurgica*[J], 1986, 34(5): 823
- [27] Ozbilen S. *Powder Metallurgy*[J], 1999, 42(1): 70
- [28] Movahedi B, Enayati M H, Wong C C. *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2010, 19(5): 1093
- [29] Wu Yuping(吴玉萍), Lin Pinghua(林萍华), Wang Zehua(王泽华) *et al.* *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2006, 27(2): 15
- [30] Feng Xilan, Jiang Zhiqiang, Fu Hanguang. *Journal of Aeronautical Materials*[J], 2007, 27(5): 26
- [31] Lu Z P, Liu C T. *Acta Materialia*[J], 2002, 50: 3501
- [32] Bharat Bhshan. *Introduction to Tribology*(摩擦学导论)[M]. Beijing: China Machine Press, 2006: 129

Fabrication and Properties of FeBSiNb Amorphous and Nanocrystalline Composite Coatings

Shang Junchao, Liang Xiubing, Chen Yongxiong, Fan Jianwen, Wang Hui, Xu Binshi

(National Engineering Research Center for Mechanical Product Remanufacturing,
Academy of Armored Forces Engineering, Beijing 100072, China)

Abstract: The FeBSiNb alloy powder was prepared by gas atomization, and then the FeBSiNb amorphous coating was fabricated by flame spraying. The phase composition, morphology, microstructure and thermal stability were investigated by XRD, SEM, TEM and DSC, respectively. The results show that the FeBSiNb alloy powder is mainly composed of Fe₂B crystalline phase and α -Fe(Si) solid solution, and most of the particles are near-spherical with some attached satellites. The FeBSiNb amorphous coating is composed of amorphous phase (85 vol%, based on XRD result), Fe₂B crystalline phase and α -Fe(Si) nanocrystalline phase. The crystallization of FeBSiNb amorphous coatings occurs at 531–605 °C, the glass transition top temperature T_g is about 513 °C and the initial temperature T_x of the first crystallization event is about 531 °C. The critical cooling rate for the glass formation of the FeBSiNb is calculated to be 9.6×10^3 K/s. Under the dry friction conditions of 5 N, 5 Hz, 30 min, the friction coefficient of FeBSiNb amorphous coating is only 0.2, and its relative wear resistance is 10 times stronger than that of the 45# steel substrate.

Key words: powder alloy; flame spraying; Fe-based amorphous coating; friction and wear

Corresponding author: Liang Xiubing, Ph. D., Researcher, National Engineering Research Center for Mechanical Product Remanufacturing, Academy of Armored Forces Engineering, Beijing 100072, P. R. China, Tel: 0086-10-66717351, E-mail: liangxb_d@163.com