

激光熔覆 WC_p/Ni-Cr-B-Si-C 自熔合金 复合涂层的显微结构及干滑动磨损*

李 强^{1,2} 陈彦斌¹ 雷廷权¹ 杨德庄¹ 周 玉¹

(¹ 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院 哈尔滨 150001; ² 福州大学材料科学与工程学院 福州 750002)

提要 运用激光熔覆技术在 45[#] 钢表面制备了 WC_p 增强 Ni-Cr-B-Si-C 复合涂层。含量为 30vol-% WC 典型涂层的 XRD, SEM 和 TEM 分析表明, WC_p 在熔覆的熔化阶段发生部分溶解和分解。激光熔体凝固时形成的微观组织由 Ni+ Ni₃B 共晶基体上分布的杆(或薄片)状 α -W₂C, 块状 β -W₂C 和四方形 η_1 碳化物 M₆C 相组成。这类碳化物主要含 W, 并含大量 Cr。销-环式干滑动磨损试验表明, 当 WC_p 含量约为 30vol-% 时, 磨损抗力最大。

关键词 激光熔覆, WC_p/Ni 合金涂层, 显微组织, 磨损

激光熔覆含有各种体积百分数 WC 和 TiC 硬质颗粒增强复合涂层在改善耐磨性方面显示出巨大的优势^[1-5], 尤其是 WC 因其相对延性好, 热膨胀系数小, 有金属熔体良好的润湿性以及更显著的金属特性成为广泛使用的增强体^[2,6,7]。按设计, 在激光熔覆过程中, 复合涂层中基体和增强体的成份或组织不发生改变或很少发生改变以发挥各自的优势, 但是, 由于激光熔池中的高温, 基体熔体与颗粒间的相互作用以及颗粒加入引起熔池中能量、动量和质量传输条件的改变, 成份和组织发生不同程度的变化是不可避免的。这种共同作用导致颗粒的部分溶解并进而影响基体的相与组织组成。涂层中颗粒的大小、所占体积百分数、基体种类以及熔覆工艺控制着颗粒的溶解程度。一些作者把这种溶解现象称之为烧损^[8]。已有的大量研究^[1,7-10]报道了激光熔覆 WC_p/Ni 基自熔合金复合涂层, 但对涂层的精细结构缺乏深入的揭示。实际上, 能够精确确定涂层的相组成和组织组成将对于研究 WC 颗粒的溶解机制及其对基体组织的影响、优化熔覆工艺和改善涂层质量具有重要意义。

基于上述考虑, 本文选用耐磨涂层成份设计上典型的、优化熔覆工艺条件下制备的 30vol-% WC_p/70vol-% Ni-Cr-B-Si-C 复合涂层, 综合运用 XRD, SEM 和 TEM 分析了涂层的相特点与组织组成以期理解 WC 颗粒与基体熔体间的相互作用机制。此外, 给出了不同 WC 含量复合涂层的干滑动磨损试验结果。

1 试验方法

试验基底材料为 45[#] 钢, 加工成 70 mm × 25 mm × 10 mm 的长方体试样, 其待熔覆面经磨

* 金属精密热加工国防科技重点实验室资助项目。

削加工, 表面粗糙度为 $R_a = 0.2 \mu\text{m}$, 熔覆前用无水乙醇和丙酮清洗。涂层材料为 30vol-% WCp/70vol-% Ni-Cr-B-Si-C 合金粉末的均匀混合物, 其中, WCp 为团聚状粉末, 粒径 $< 74 \mu\text{m}$, 纯度为 99.5%; Ni-Cr-B-Si-C 自熔合金粉末的粒度范围为 40~ 104 μm , 化学分析表明其成份为 0.8C, 16.0Cr, 12.0Fe, 4.5Si, 3.5B, 余 Ni(wt-%)。熔覆前用粘结剂调成膏状, 手工均匀预置在基底上并在 327 K 下烘干。

激光熔覆用 Rofin-Sinar RS-1700SM 型 2.1 kW 轴流连续波 CO₂ 激光器在 Ar 气保护下进行, 激光模式为 TEM₁₀ 模。熔覆工艺条件如下: 预覆厚度为 1.0 mm, 激光实际输出功率 $P = 1.65 \text{ kW}$, 光斑直径 $D = 3.0 \text{ mm}$, 光束相对基底的扫描速度 $V = 0.2 \text{ m/min}$ 。

XRD 在 Rigaku Rotaflex D/max- τ B 衍射仪上进行。使用 SEM (JEOL JSM-5800 和 Hitachi S-570, 装有 Oxford Link ISIS 6566 EDS 系统) 和 TEM (Hitachi H-800, 装有 EDAX-9100 EDS 系统) 分析涂层的组织、结构和成份。SEM 试样沿涂层横向截取, 经研磨抛光后用 30vol-% HF+ 70vol-% HNO₃ 混合酸化学腐蚀。XRD 和 TEM 分析试样沿涂层高度中部平行于熔覆面线切割切取。TEM 薄膜经机械研磨后用离子减薄制得。

干滑动磨损性能在自制的销-环式磨损试验机上进行, 试样尺寸为 4 mm \times 10 mm \times 20 mm, 磨损对磨材料为 92% WC+ 8% Co(wt-%) 硬质合金。试验条件: 正载荷 $P = 70 \text{ N}$, 滑动速度 $v = 1.47 \text{ m/s}$, 滑动距离为 0~ 1500 m。

2 结果与分析

2.1 XRD 分析

图 1 (b) 是复合涂层的 XRD 图, 为了与之比照, 同时叠加给出了近似相同工艺条件下制得的纯 Ni-Cr-B-Si-C 基体合金涂层的 XRD 结果 (图 1 (a))。根据 JCPDS 卡片, 可以标定出 WC 和 γ -Ni 的衍射峰位。这清楚地表明纯合金涂层中 γ -Ni 为主要相, 复合涂层中 WC 和 γ -Ni 为主要相。按成份设计, 复合涂层中 WC 占约 46wt-%, 且由于 WC 反射较强, 显得涂层中以 WC 为主。除了 WC 和 γ -Ni 峰之外, Ni₃B 也是可以辨认的, 其余峰密而弱, 难以辨认。若考虑涂层中可能出现的相, 如 Cr 的硼化物、碳化物, Ni 的硼化物, W 的碳化物和硼化物, 进行检索发现, 其衍射的主要峰位对应的面间距非常接近, 并且, 由于激光熔覆的非平衡性质导致固溶扩展, 晶格畸变, 形成亚稳相, 必然造成用标准衍射数据进行物相的定性分析是非常困难而且不可靠的。

2.2 涂层的微观组织分析

2.2.1 SEM 分析

图 2 (a) 是 WC 颗粒及周围基体的 SEM 照片, 图 2 (b), (c) 分别是颗粒/基体界面附近和远离界面的高倍像。可见, 涂层中 WC 团聚颗粒内部与原始颗粒没有不同, 似乎在熔覆过程中

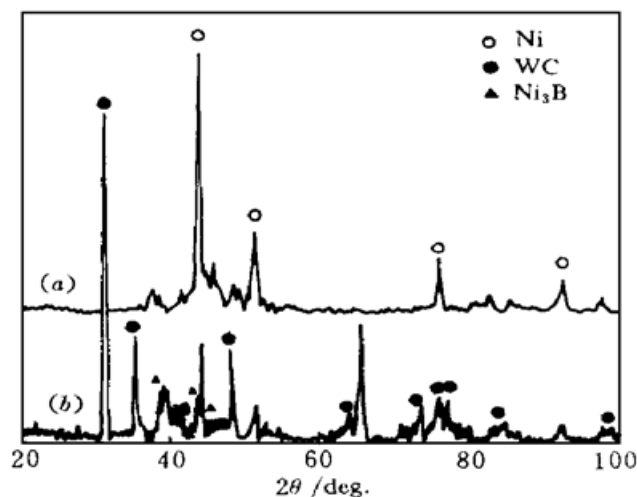


图 1 激光熔覆纯 Ni-Cr-B-Si-C 涂层 (a) 和 WCp/Ni-Cr-B-Si-C 复合涂层 (b) 的 XRD 图
Fig. 1 X-ray diffractograms of the laser clad Ni-Cr-B-Si-C coating (a) and the WCp/Ni-Cr-B-Si-C composite coating (b)

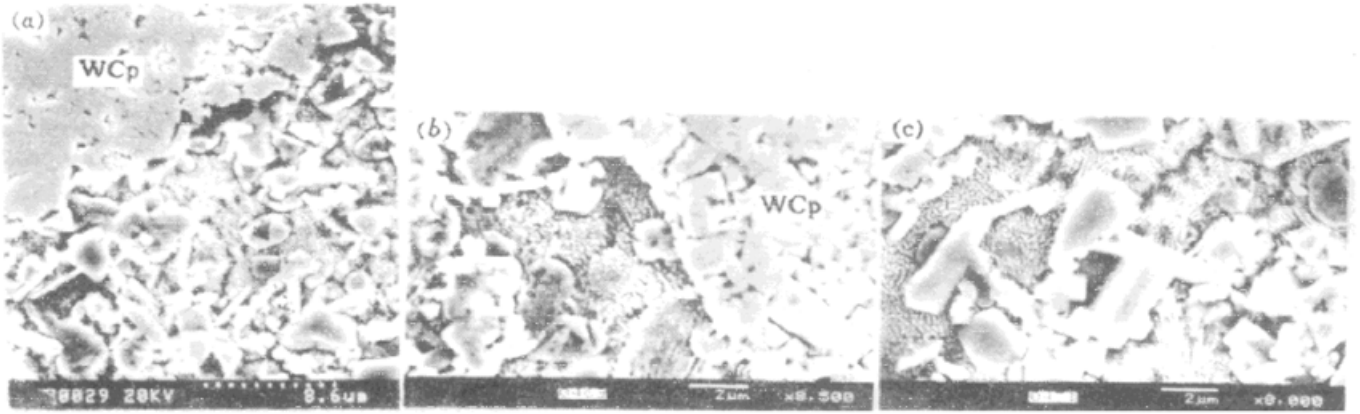


图 2 WCp/Ni-Cr-B-Si-C 复合涂层组织的 SEM 照片

Fig. 2 SEM images showing the microstructure of WCp/Ni-Cr-B-Si-C composite coating
(a) WCp and matrix; (b), (c) details of a WCp/matrix interface and matrix, respectively

并未受影响。颗粒/基体间的界面区域与周围基体组织相同,由一种共晶基体上分布的块状组织、四方形和杆(或薄片)状组织组成。从形貌特征上看,这些四方形或块状组织似乎是团聚态的 WC 颗粒在熔覆过程中受到热震后开裂溃散的 WC 相。进一步对这些相进行了 SEM EDX 成份分析,表明四方形或块状组织为富含 W, Cr 和 Ni 的碳化物,杆(或薄片)状组织与之

类似。基体共晶中 Ni 为主要组成元素,并含有 Fe, Cr, Si 和少量 W。

2.2.2 TEM 分析

光滑的椭圆形块状组织是一种初生组织,既在残留 WC 颗粒与基体的界面附近析出(图 3(a), 标为 C1), 也分布在共晶基体内(图 3(c), 标为 C2), 图 3(b) 和(d) 分别是 C1, C2 的 SAD 花样, 标定表明这种块状组织均为 β -W₂C 型碳化物, 其带轴分别为 [756] 和 [412], TEM EDX 成份分析表明 W 是其主要构成元素, 同时含有大量 Cr 和少量 Ni。四方形(图 4 中标为 C3) 形态组织的 TEM 形貌如图 4(a) 所示, 图 4(b) 是其对应的 SAD 花样, 标定表明其为 η_1 相 M₆C 型碳化物, 带轴为 [100]。TEM 分析表明主要含 W, Cr 和 Ni, 与 β -W₂C 相比, Ni 含量较高, 在成份上类似于 (Cr, Ni)₃W₃C。图 5 是杆状(图 5 中标为 C4) 组织的 TEM 形貌及其 SAD 花样, 标定表明其为 α -W₂C 型碳化物, 带轴为 [124]。TEM 及 EDX 分

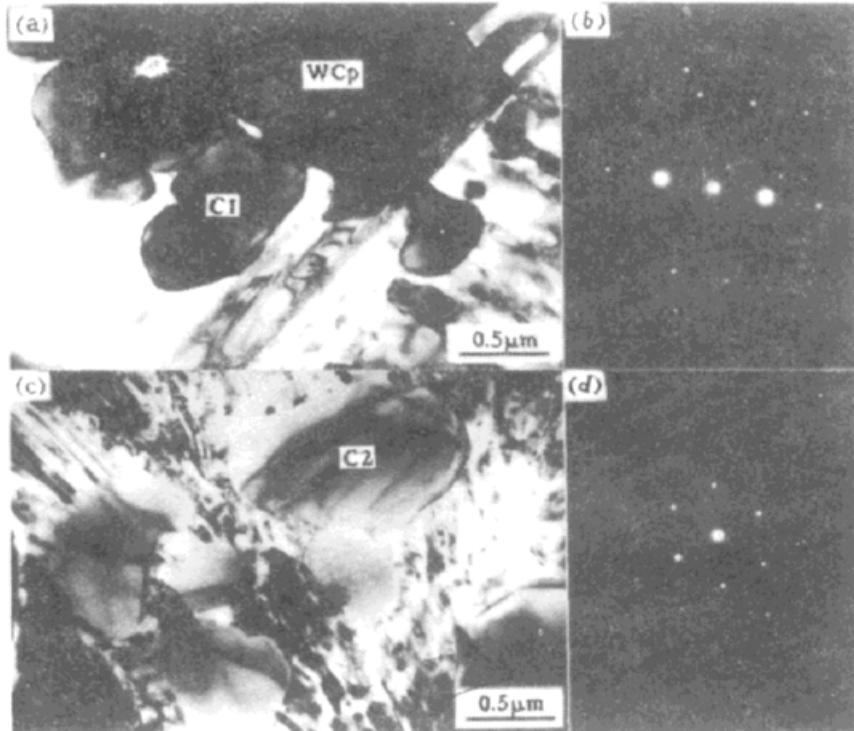


图 3 基体中块状 β -W₂C 相的 TEM 形貌及其 SAD 花样

Fig. 3 TEM morphologies showing blocky β -W₂C precipitates and their SAD patterns

(a) bright-field image of β -W₂C (C1) near the remaining WCp/matrix interface; (b) SAD pattern of β -W₂C (C1) with a zone axis [756]; (c) bright-field image of β -W₂C (C2) distributed in the Ni/Ni₃B eutectic; (d) SAD pattern of β -W₂C (C2) with a zone axis [412]

析表明成份与 β - W_2C 相类似。图 6 (a) 示出了层片状共晶组织的 TEM 照片, 图 6 (b) 和 (c) 是分别对应于图 6 (a) 中暗衬度相 C5 和亮衬度相 C6 的 SAD 花样。SAD 花样标定表明暗衬度相 C5 为 γ -Ni, 其带轴为 [110], 亮衬度相 C6 为 Ni_3B , 带轴为 [103]。TEM 及 EDX 分析表明, 层状共晶中 Ni 和 Ni_3B 两相均含有高于粘结基体材料平均成份的 Fe, 由 WC 溶解引起的适量 W, 约 10wt-%, 但都贫 Cr。从上面的试验结果不难发现, TEM 和 SEM 观察到的相组织与形貌完全对应, 至此, 可以确定块状组织为 β - W_2C 相, 杆状组织为 α - W_2C 相, 四方形组织为 η_1 相碳化物 M_6C , 层状组织为 Ni+ Ni_3B 共晶。下面将分析其成因。

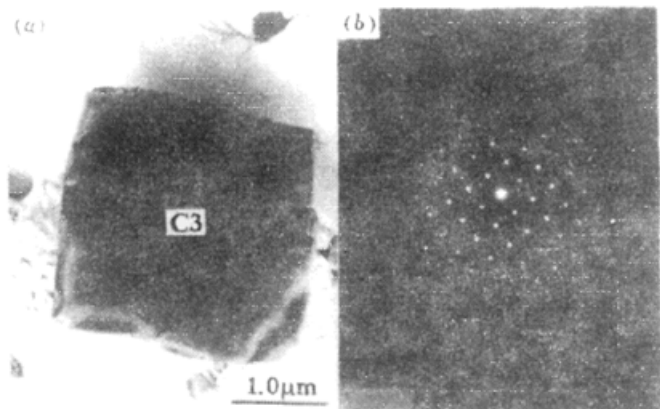


图 4 基体中四方形 η_1 相碳化物 M_6C (C3) 的 TEM 形貌及其 SAD 花样

Fig. 4 TEM morphology showing a quadrilateral η_1 Carbide M_6C (C3) and its SAD pattern

(a) bright-field TEM image;

(b) SAD pattern of η_1 (C3) with a zone axis [100]

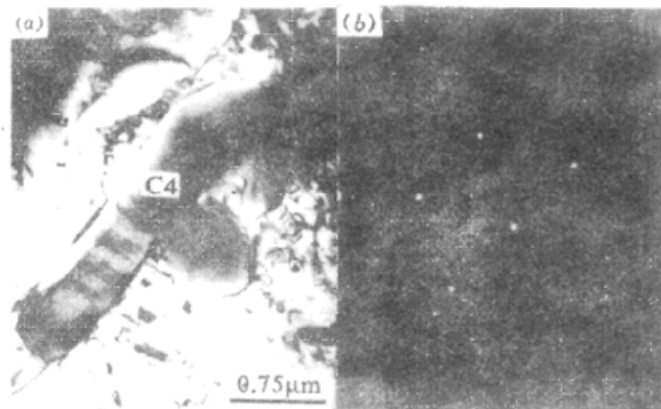


图 5 基体中杆(或薄片)状 α - W_2C 相(C4)的 TEM 形貌及其 SAD 花样

Fig. 5 TEM morphology showing a bar-like (or thin plate) α - W_2C (C4) and its SAD pattern

(a) bright-field TEM image;

(b) SAD pattern of α - W_2C (C4) with a zone axis [124]

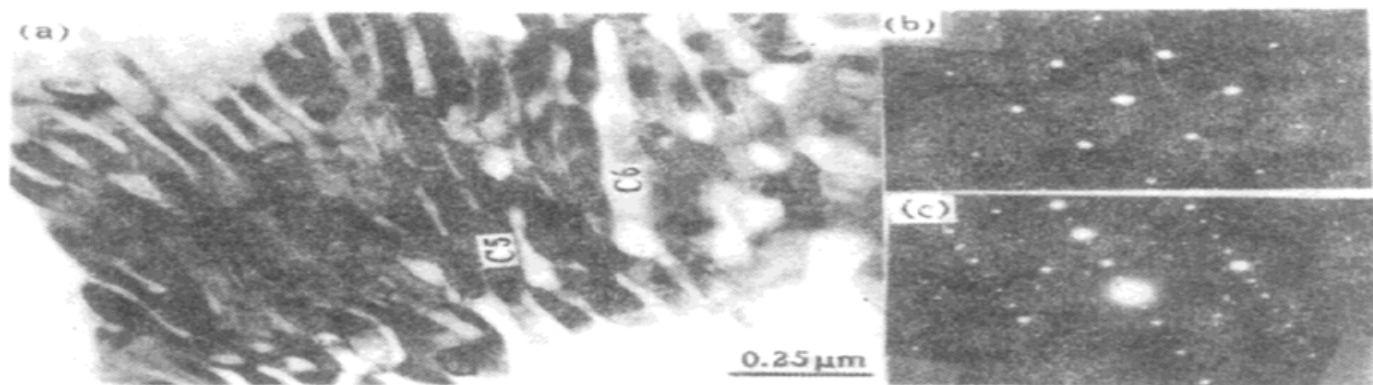


图 6 Ni/ Ni_3B 层片状共晶的 TEM 形貌及其 SAD 花样

Fig. 6 TEM morphology showing Ni/ Ni_3B lamellar eutectic and their SAD patterns

(a) bright-field TEM image; (b) SAD pattern of γ -Ni (C5) with a zone axis [110];

(c) SAD pattern of Ni_3B (C6) with a zone axis [103]

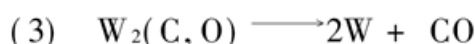
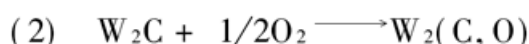
2.2.3 组织成因分析

W-C 系、W-C-Ni 系本身相构成较为复杂, 加之激光熔覆过程的非平衡性质以及基体中其他合金化元素的影响使涂层中的相变产物复杂化。由 W-C 二元系相图^[11]可知, 该体系存在三

个共晶反应,包括三个中间相: W_2C , WC 和 $\alpha-WC_{1-x}$, 其中 W_2C 在高温下存在着多晶型转变, 在 $2100\sim 2400^\circ C$ 范围内存在 $\beta-W_2C$, 在此温度以下存在 $\alpha-W_2C$ 。Cottrell^[12] 计算了富 C 和富 W 环境下 WC 和 W_2C 间发生反应的结合能变化, 表明在富 C 环境下, WC 相对稳定, 而在富 W 环境或贫 C 环境下, W_2C 相对稳定。由此可知, 贫 C 的激光熔体中更易形成 W_2C 型碳化物, 这些碳化物的多晶型性往往使某种结构由于熔覆快速凝固“冻结”下来而成为亚稳结构。此外, 激光熔体中合金元素的影响与作用, 更可能形成合金碳化物, 由 $W-C-Ni$ 三元系状态图在凝固温度下的等温截面^[13] 可以看出, 整个三元系状态图被两相区 $\gamma+WC$ 分为富 C 和贫 C 两个基本区域。在富 C 侧, 有一个三相区 $\gamma+WC+C$ 和一个狭窄的两相区 $\gamma+C$; 在贫 C 区, 情形非常复杂, 能够形成 η_1, η_2, η_3 和 W_2C 相, η_1 相为 M_6C 型的化合物, 具有面心立方结构, 并与 WC 和 γ 相平衡构成一个很宽的三相区 $\gamma+WC+\eta_1$, 是主要构成相。基于上面分析, 在激光复合涂层中熔体凝固时既能形成不同晶型的 $\alpha-W_2C$ 型和 $\beta-W_2C$ 型亚稳碳化物, 也能形成 η_1 相碳化物 M_6C , 这些碳化物的成份不确定, 致使根据 JCPDS 标准数据进行 XRD 物相分析是极其困难的而且是不可靠的。

$Ni+Ni_3B$ 层状共晶结构是该复合涂层基体的主要组成部分, 统计表明平均层间距约为 $0.08\sim 0.1\ \mu m$ 。从形态上看, 层片不规则, 尤其是 Ni_3B 相尺寸波动大, 有时, 不具有二维特性, Ni_3B 被 $\gamma-Ni$ 所包围, 形成非连续结构, 这解释了图 2(c) 中 E 区的形态。这种 $Ni+Ni_3B$ 层状共晶在类似粘结基体成份材料的激光涂层中以枝晶间共晶的形式也常能见到^[14], 但在相同工艺条件下制备的添加有相同体积份数的 TiC 增强涂层中并没有发现^[15]。一方面, 与 $TiC/Ni-Cr-B-Si-C$ 体系比较, WC 形成自由焓 ($38.5\ kJ/mol$) 比 TiC ($184\ kJ/mol$) 低得多, 并且 $WC/Ni-Cr-B-Si-C$ 体系中高浓度的 B, C 及 Cr 能促进 WC 的溶解, 从而造成基体熔体成份上有所差异, 另一重要的方面是由于 WC 和 Ni_3B 两相间的点阵错配能小, WC 基底能促进 Ni_3B 相的非均质形核, 尤其是在棱柱面^[16]。这就有力地解释了 WC 复合涂层基体中发达 $Ni+Ni_3B$ 共晶的成因。

激光熔覆过程中 WC_p 的溶解机制尚没有统一明确的认识。有人认为^[8], 熔覆过程中粘结金属中的 Ni, Cr, Fe 原子与 WC 颗粒发生作用, 并向颗粒内部扩散, 形成扩散层, 层外沿的 Ni, Cr, Fe 含量较高的部分发生组织转变, 形成低熔点的 M_6C 和 $M_{23}C_6$, 并在激光熔池中游离或溶解于基体合金后重新析出。 WC 本身是成份定比化合物, 激光熔覆又是个瞬态过程, 相互作用时间非常短, 一般小于 $1\ s$, 这种扩散溶解^[8] 是不可能的。由 $W-C-Ni$ 系状态图^[13] 可知, WC 在 Ni 中溶解度在 $10\sim 20\%$ 的范围内变化。激光熔体与 WC 接触瞬间将在 WC/Ni 基熔体界面建立起浓度平衡, 根据 Chan 等建立的对流传热和表面张力驱动液流的瞬态二维模型^[17] 和熔池中液流和传热的三维轴对称模型^[18] 预测激光熔池中熔体流速是激光扫描速度的 $10\sim 100$ 倍。而液流模式由激光操作条件如激光功率 P , 光斑直径 D 和扫描速度 V 等决定。由此表明, 熔体的强烈对流导致 WC 颗粒与熔体间高速相对运动, 固/液界面的浓度平衡不断被破坏, 加速颗粒的溶解过程。另一个非常重要的影响因素与能量传输有关^[11], 激光加热过程是个纯辐射过程, 粉末的吸收系数决定了传输给颗粒的净能量和温度, WC 的分解温度为 $2776\pm 10^\circ C$, 且对 CO_2 激光(波长 $10.6\ \mu m$) 的吸收系数较金属粉末高得多, 在激光作用下直接发生分解。一般认为 WC 分三步分解^[19]



分解后的 W 与 C 原子在温度梯度驱动的熔池对流作用下迅速与基体混合。激光涂层中 W_2C

和 η_1 相随机均匀析出,而不象在真空熔化制备涂层中 η 相在 WC 颗粒附近析出占优^[20,21] 是其直接证据。

2.3 磨损性能

图7是正载荷 $P = 70\text{ N}$, 滑动速度 $v = 1.47\text{ m/s}$ 条件下 Ni-Cr-B-Si-C 基体合金涂层和不同含量 WC 颗粒增强复合涂层的滑动距离与磨损体积之间的关系。可见,涂层磨损体积与滑动距离间近似呈线性关系,但其斜率不同,复合涂层的磨损抗力明显高于基体合金。当滑动距离小于 450 m 时,随 WC 含量增加,磨损抗力增加。当滑动距离大于 450 m 后,45vol-% WC 涂层的磨损抗力迅速下降,而 30vol-% WC 涂层的耐磨性最好,在硬质相含量和耐磨性间存在一极大值关系。从微观上看,干滑动磨损条件下,其主导磨损机制为粘着和局部开裂引起的剥落^[22,23]。随着增加 WC 颗粒含量,增强了涂层的粘着磨损抗力,但当添加量超过某一临界值时,造成涂层丧失延性,脆性增大,从而易于剥落。剥落过程实质上是局部裂纹的形成与扩展过程。当滑动距离 < 450 m 时,滑动磨损处于开始阶段,尽管在局部微裂纹形核并扩展,但涂层磨损主要受粘着磨损抗力所控制,表现出磨损抗力随 WC 颗粒含量增加而增大,其磨损速率在一定含量下趋于稳定。当滑动距离 > 450 m 后,进入稳定磨损阶段,微裂纹的扩展造成涂层局部的剥落控制着磨损程度,使 WC 含量增加反而造成磨损抗力下降。本试验条件下,约 30vol-% WC 涂层具有最大磨损抗力。

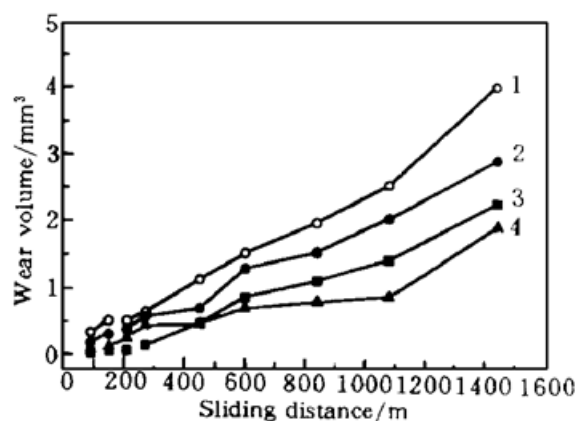


图7 涂层干滑动磨损体积与滑动距离之间的关系 ($P = 70\text{ N}$, $v = 1.47\text{ m/s}$)

Fig. 7 The dependence of the dry sliding wear volume of different coatings on sliding distances ($P = 70\text{ N}$, $v = 1.47\text{ m/s}$)

1: NiCrBSiC; 2: 15vol-% WC + NiCrBSiC; 3: 45vol-% WC + NiCrBSiC; 4: 30vol-% WC + NiCrBSiC

参 考 文 献

- 1 W. Cerri, R. Martinella, G. P. Mor *et al.*. Laser deposition of carbide-reinforced coatings. *Surf. Coat. Technol.*, 1991, **49**(1): 40~ 45
- 2 R. Gassmann, St. Nowotny, A. Luft *et al.*. Laser cladding of hard particles rich alloy. in: Proc. ICA-LEO (1992), Orland, FL, USA: Laser Institute of America, 1993. 288~ 300
- 3 T. C. Lei, J. H. Ouyang, Y. T. Pei *et al.*. Microstructure and wear resistance of laser clad TiC particle reinforced coating. *Mater. Sci. Technol.*, 1995, **11**(5): 520~ 526
- 4 J. H. Ouyang, Y. T. Pei, T. C. Lei *et al.*. Tribological behaviour of laser-clad TiCp composite coating. *Wear*, 1995, **185**: 167~ 172
- 5 Zeng Xiaoyan, Wu Xinwei, Tao Zengyi *et al.*. Abrasive wear resistance analyses of laser clad Ni-WC ceramic-metal composite coating. *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报), 1997, **33**(8): 885~ 890 (in Chinese)
- 6 K. P. Cooper, P. Slebodnick, E. D. Thomas. Seawater corrosion behavior of laser surface modified inconel 625 alloy. *Mater. Sci. Eng.*, 1996, **A206**(1): 138~ 149
- 7 J. Shen, S. Nowotny, F. Dausinger *et al.*. Laser surface treatment of a low carbon steel by cladding with tungsten carbide composite powders. in Proc. LAMP'92 (Nagaoka): 755~ 760
- 8 Zeng Xiaoyan, Wu Xinwei, Tao Zengyi *et al.*. Heat damage mechanisms and evaluation method of WC particles in laser clad WC-Ni composite coating. *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报), 1997, **33**(8): 863 ~ 867 (in Chinese)
- 9 Wu Ping, Zhou Changzhi, Tang Xi'an. Preparation of wear-resistant graded metal-ceramic coating by

- laser alloying. *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报), 1994, **30**(11): B508~ 512 (in Chinese)
- 10 R. C. Gassmann. Laser cladding with (WC+ W₂C)/Co-Cr-C and (WC+ W₂C)/Ni-B-Si composites for enhanced abrasive wear resistance. *Mater. Sci. Technol.*, 1996, **12**(8): 691~ 696
 - 11 Stephen W. H. Yin, Chun T. Wang. Tungsten Sources, Metallurgy, Properties, and Applications, Chinese version. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1983. 435~ 437
 - 12 A. H. Cottrell. Cohesion in tungsten carbide. *Mater. Sci. Technol.*, 1995, **11**(3): 209~ 212
 - 13 Zhuzhou Cemented Carbide Factory. Processing of Cemented Carbide. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1974. 281~ 283
 - 14 P. J. E. Monson, W. M. Steen. Comparison of laser hardfacing with conventional processes. *Surf. Eng.*, 1990, **6**(3): 185~ 193
 - 15 Li Qiang, T. C. Lei, Wang Fuchi *et al.*. Microstructural characterization of laser lad TiC particles reinforced Ni-Cr-B-Si-C composite coating. *The Chinese J. Nonfer. Met.* (中国有色金属学报), 1998, **8**(3): 420~ 426 (in Chinese)
 - 16 M.-H. Zuercher, D. G. Morris. Crystallization in Ni-Si-B glass: The influence of dispersoid additions. *J. Mater. Sci.*, 1990, **25**: 4717~ 4725
 - 17 C. Chan, J. Mazumder, M. M. Chen. A two-dimensional transient model of convection in laser melted pool. *Metall. Trans. A*, 1984, **15**(12): 2175~ 2184
 - 18 C. L. Chan, J. Mazumder, M. M. Chen. Three dimensional axisymmetric model for convection in laser melted pools. *Mater. Sci. Technol.*, 1987, **3**(4): 306~ 311
 - 19 I. Grimberg, K. Soifer, B. Bouaifi *et al.*. Tungsten carbide coatings deposited by high-velocity oxy-fuel spraying on a metallized polymeric substrate. *Surf. Coat. Technol.*, 1997, **90**: 82~ 90
 - 20 O. Knotek, H. Reimann, P. Lohage. Reactions between Ni-Cr-B-Si matrixes and carbide additives in coatings during fusion treatment. *Thin Solid Films*, 1981, **83**(3): 361~ 367
 - 21 O. Knotek, P. Lohage, H. Reimann. Nickel-based wear-resistant coatings by vacuum melting. *Thin Solid Films*, 1983, **108**(4): 449~ 458
 - 22 W. Simm, S. Freti. Abrasive wear of multiphase materials. *Wear*, 1989, **129**: 105~ 121
 - 23 Ouyang Jiahu, Ph. D. Thesis. Microstructure and dry sliding wear behavior of laser clad Ni/TiCp composite coating. Harbin Institute of Technology, China, 1994

Microstructure and Dry Sliding Wear of Laser Clad WCp/Ni-Cr-B-Si-C Alloy Composite Coatings

Li Qiang¹ Chen Yanbin¹ Lei Tingquan¹ Yang Dezhuang¹ Zhou Yu¹

¹Materials Science and Engineering School, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001

²Materials Science and Engineering School, Fuzhou University, Fuzhou 350002

Abstract WCp reinforced Ni-Cr-B-Si-C composite coatings were deposited on AISI1045 steel by laser. The microstructure of the typical coating containing 30vol-% WC particulates was investigated using XRD, SEM and TEM. It was found that partial WC dissolved and decomposed in the laser melt pool during the melting stage of the cladding. The rapidly solidified microstructure of the laser melt is composed of metastable bar-like α -W₂C, blocky β -W₂C and quadrilateral η_1 carbide M₆C precipitates distributed in Ni/Ni₃B lamellar eutectic. Dry sliding wear tests suggested that the composite coating containing about 30vol-% WC particulates has the highest wear resistance.

Key words laser cladding, WCp/Ni alloy composite coating, microstructure, wear