

Cr₃C₂/NiAl 复合材料的组织与耐磨性能

顾国荣¹, 骆合力², 李尚平², 刘培英¹, 冯 涤²

(1. 北京航空航天大学 材料学院, 北京 100083; 2 钢铁研究总院 高温材料研究所, 北京 100081)

摘要: 采用氩弧焊将 Cr₃C₂-A1N 焊丝堆焊于碳钢表面制成 Cr₃C₂/NiAl 高温耐磨复合材料。利用电弧物理热与 NiAl 反应热在线生成复合材料, 增强相尺寸由原料中 150 μm 经溶解析出减小到平均 10 μm 以下, 组织均匀稳定。复合材料常温下耐磨粒磨损性能是传统高温耐磨合金 Stellite12 的 2 倍。分析认为, 在硬度几乎相同情况下, 增强相体积分数、增强相尺寸、NiAl 形变硬化能力是决定复合材料在常温下耐磨粒磨损性能的主要因素。

关键词: Cr₃C₂/NiAl 复合材料; 堆焊; 磨粒磨损

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2007)04-0050-04

对于颗粒增强高温耐磨复合材料, 要求增强相既有高的热硬度和抗氧化性能, 又要求起支撑作用的基体材料具有良好的高温强度和抗氧化性能。碳化铬硬度高达 HV1700 以上, 作为分散的硬质点可有效提高材料的耐磨性。Cr₃C₂ 具有优异的抗高温氧化性, 而且高温下与 NiAl 基体膨胀系数匹配良好^[1]。NiAl 金属间化合物具有优异的高温力学性能与高温抗氧化腐蚀性能。在一定温度范围内, 耐磨性能随温度升高而提高, 是良好的高温耐磨基体材料^[2,3]。将 Cr₃C₂ 作为硬质相加入 NiAl 基体材料, 使两种材料优势互补, 以期得到高温耐磨性能优良的 Cr₃C₂/NiAl 复合材料。Stellite12 合金是性能非常优异的高温耐磨材料^[4], 本研究选取其与复合材料进行室温耐磨性能对比试验。如果复合材料能表现出很好的室温耐磨性能, 那么结合 NiAl 的反常力学特性, 复合材料可能具备优异的高温耐磨性能。复合材料的高温耐磨试验将在后期进行。

1 试验步骤与方法

试验采用自制的 Cr₃C₂-A1N 药芯焊丝, 其中 Cr₃C₂ 粉颗粒度 100 目, Ni 与 Al 的原子比约 3:1, 采用 16Mn 作为焊接基底材料, 将焊丝用氩弧焊堆焊于基体材料 (24mm × 24mm × 5mm), 为单层焊, 焊接厚度约 4mm, 焊接电流 55A, 焊接速度 1mm/s, 氩气流量 5L/min, 堆焊后空冷。同时采用 φ5mm 的

Stellite12 焊丝堆焊进行对比实验, 焊接厚度约 7mm。表 1 和 2 分别为两种焊丝的化学成分。

表 1 Cr₃C₂-A1N 焊丝化学成分

Table 1 Chemical composition of Cr₃C₂-A1N welding rod

Elements	Cr	C	Al	Ni
w %	25	2.1	9.3	63.6

表 2 Stellite12 合金化学成分^[5]

Table 2 Chemical composition of Stellite12

Elements	Cr	C	W	Mn	Si	Co
w %	29	1.3	8	1.1	1.6	59

对 Cr₃C₂/NiAl 复合材料焊层和 Stellite12 焊层进行宏观硬度测试 (测试面焊层厚度均为 2mm)。采用型号为 D/m ax2200PC 的自动 X 衍射仪分析堆焊试样的相组成, 采用扫描电镜 (JSM-6) 对堆焊试样表面 (焊层厚度 2mm 处) 及剖面进行微观组织进行观察。采用线切割在垂直于焊层方向取出 φ6mm × 20mm (焊层厚度取 2mm) 进行磨粒磨损试验。试验在 ML10 肖盘式材料磨损试验机上进行。试样的磨损面积为 φ6mm, 圆盘的转速 60r/min, 磨损轨迹长度 14.14m, 载荷为 3.7kg 和 4.8kg 分别对应采用 50# 和 100# Al₂O₃ 水砂纸进行测试。

材料的耐磨粒磨损性能以相对耐磨性 (β) 表示, 用下式计算: β = W_{标准} / W, 式中 W_{标准} 是对比试样 (Stellite12) 的失重, W 是测试材料的失重^[6]。

收稿日期: 2006-11-03; 修订日期: 2006-12-29

作者简介: 顾国荣 (1981-), 硕士, 男, (E-mail) ggr@mse.buaa.edu.cn

2 试验结果与分析

2.1 显微组织分析

根据焊层剖面的显微组织 (图 1), 并结合 XRD 相分析 (图 2) 可以发现, $C_{3}C_{2}/Ni_{3}Al$ 焊丝经氩弧堆焊后在焊层中形成 $Ni_{3}Al$ 基体相与 $C_{3}C_{2}$ 强化相, $C_{3}C_{2}$ 相分布比较均匀, 在堆焊层厚度 2mm 处, 平均尺寸在 $5 \sim 10\mu m$, 远小于焊丝中原始 $C_{3}C_{2}$ 尺寸 ($150\mu m$)。通过对焊层整个剖面 (图 2 a) 的观察发现, 焊层内外层碳化物比中间层小。对不同堆焊厚

度的焊层进行观察, 都发现了相同的情况。分析原因, 这是由于内层受到基体的冷却作用, 相对于中间层有较大的过冷度, 外层则是由于直接和氩气接触, 散热较快, 碳化物颗粒尺寸同样较小。所以在对材料进行表面堆焊的时候, 必须注意堆焊的厚度, 因为即使是相同的焊接参数, 在不同的焊接高度上, 材料的显微组织也是有差别的, 会影响到焊层的性能。观察焊接界面 (图 1 a d) 可以发现, 堆焊层与基底之间存在明显的熔合区, 合理的成分与组织过渡可以保证焊层与基底的冶金结合, 使焊层不容易剥落。

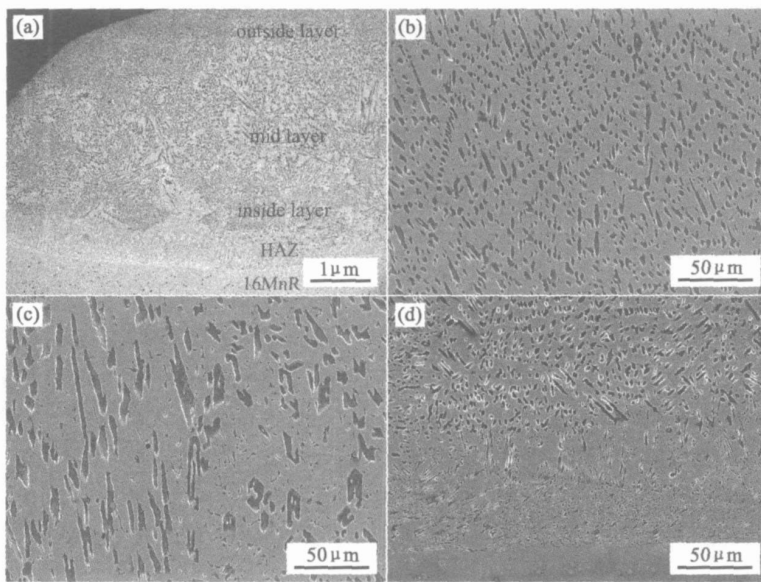


图 1 焊层扫描电镜图片

(a) 剖面总体形貌; (b) 外部剖面; (c) 中部剖面; (d) 层内部与熔合区剖面

Fig 1 Typical microstructure of cross-section of welding layer

(a) general (b) outside (c) middle (d) inside

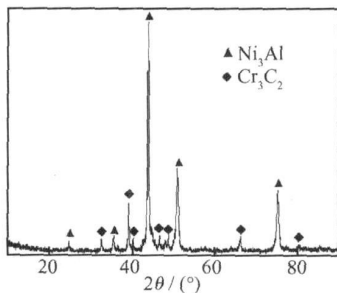


图 2 堆焊层 XRD 图谱

Fig 2 XRD pattern of the welding layer

XRD 分析结果表明, 焊层中的组成相为 $Ni_{3}Al$ 相和 $C_{3}C_{2}$ 相。堆焊过程中, 在氩弧物理热的作用

下, Ni 与 Al 反应生成 $Ni_{3}Al$ 该反应为放热反应。对于增强相, 焊丝中 $C_{3}C_{2}$ 的尺寸约为 $150\mu m$, 而焊层中碳化铬的平均尺寸在 $10\mu m$ 以下 (图 3)。对于这一结果, 认为可能由以下过程引起: 第一, 由于熔池的最高温度在 $2000^{\circ}C$ 以上 (热量来源于两部分: 氩弧热和反应热), 使熔点 $1890^{\circ}C$ 的 $C_{3}C_{2}$ 颗粒发生溶化; 第二, 在电弧扰动、浓度梯度的双重作用下, $[Cr]$, $[C]$ 在 $Ni_{3}Al$ 熔池迅速扩散; 第三, 冷却过程中, 没有扩散的熔体凝固重新析出, 而游离的 $[Cr]$ 和 $[C]$ 少量溶于基体, 大部分则重新反应生成碳化铬。因为存在较大的过冷度, 熔池的冷却速度很快, 重新析出的未来得及长大的碳化物因被固液界面前沿“捕获”而形成细化、均匀的第二相^[7]。

2.2 磨粒磨损实验结果与分析

实验结果示于表 3。根据载荷 I (载荷条件示于表 3)测得复合材料耐磨性是 Stellite12 的 2.14 倍,根据条件 II 测得复合材料耐磨性是 Stellite12 的 2.05 倍。试样磨损形貌与结果吻合。试样表面显微切削产生的犁沟, Stellite12 比 $\text{C}_{15}\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 更宽、更深(图 3), 磨损量也更大。

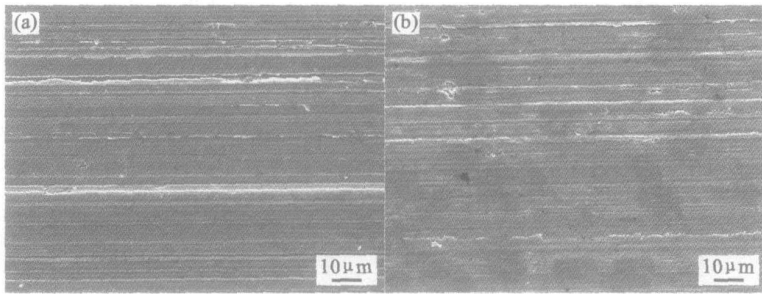


图 3 在 I 条件下的磨粒磨损形貌

Fig 3 Grain-abrasive pattern under condition

(a) Stellite12 (b) $\text{C}_{15}\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$

表 3 磨粒磨损失重 (I: 载荷 3.7kg 500#水砂纸

II: 载荷 4.8kg 100#水砂纸)

Table 3 Wear quantities (wt) (I: load 3.7kg 500# waterproof abrasive paper; II: load 4.8kg 100# waterproof abrasive paper)

No	I wear quantities/mg	II wear quantities/mg
$\text{C}_{15}\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$	26.6	82.5
Stellite12	56.8	169.1

硬度是表征材料抗磨粒磨损性能的主要参数。

$\text{C}_{15}\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料的宏观硬度为 48.8, Stellite12 的宏观硬度为 48 (硬度测试在焊层厚度为 2mm 处进行)。两者硬度相当, 所以导致复合材料具有较好的耐磨性能可能存在另外的原因。

2.2.1 增强相的体积效应

从表 2 中可以看到, Stellite12 作为 Co 基合金, 含 Cr 量非常高, Cr 在 Stellite 合金中起到双重作用, 一是形成碳化物, 另一部分固溶于 Co 基体中, 合金中生成的碳化物含量既取决于碳含量, 也取决于 Cr 含量^[5]。Stellite12 的主要碳化物类型是 $(\text{Cr}, \text{W})_7\text{C}_3$, 含量在 18% 左右; 复合材料的碳化物的类型为 C_{15}C_2 , 含量为 23%。在整体硬度相当的时候, 增强相的体积分数是影响材料的耐磨性能的主要原因。在达到体积分数的临界值之前, 材料的耐磨性能将随着增强相体积分数的增加而增强。这是因为对于颗粒增强复合材料, 增强相主要作用是承担磨损应力, 而基体主要是发挥联结增强相, 协调变形, 承受冲击应力作用, 所以在一定的范围内提高增强相的数量对于提高材料的耐磨性能具有积极作用。

2.2.2 增强相的尺寸效应

从图 4 可以看到, Stellite12 中碳化物尺寸较小, 而 $\text{C}_{15}\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料中第二相分布均匀, 且尺寸相对较大, 平均尺寸 5~10 μm。J Hu, D. Y. Li 等在文献^[8]中提到, 在增强相体积分数相同, 颗粒

度均匀的前提下, 增强相尺寸能影响复合材料的磨损性能。在磨粒尺寸大于增强相时, 大颗粒的增强相将有助于提高材料的耐磨性能。在本磨粒磨损实验中, 500#水砂纸的粒度 50 μm, 100#水砂纸的粒度 180 μm。Stellite12 中 M_7C_3 和 $\text{C}_{15}\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料中 C_{15}C_2 的尺寸均小于 50 μm, 因此认为具有较大颗粒增强的 $\text{C}_{15}\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 具有更好的耐磨性能。这是因为大的增强相在保护基体方面更加有效。在磨损过程中, 大碳化物在一定程度上能发挥耐磨骨架的作用, 而那些均匀弥散的小碳化物在遇到大磨粒磨损时, 常常被“连根拔起”。另一方面, 在增强相体积分数相同的情况下, 具有大颗粒增强的复合材料总的两相界面较少, 而对复合材料而言, 相界面是弱结合区, 小颗粒增强具有大量的相界面, 可能因较多的界面失效而导致整个材料耐磨性能下降。

2.2.3 基体的形变强化

Ni_3Al 金属间化合物具有很强的形变硬化功能, 磨粒磨损过程中, 在法向分力作用下, 磨粒的棱角刺入材料表面, 在切向分力作用下, 磨粒沿平行表面方向滑动, 带有锐利棱角并具有合适迎角的磨粒能切削材料而形成切屑。磨粒切削过程使材料表面产生某种程度的塑性变形。如果磨粒棱角不够锐利, 或是刺入表面角度不合适切削, 将使材料表面产生犁沟变形^[9]。这些变形都将强化基体合金, 从而提高基体材料的抗磨损性能。

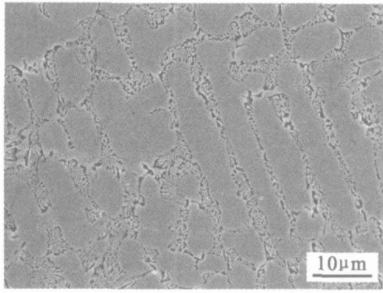
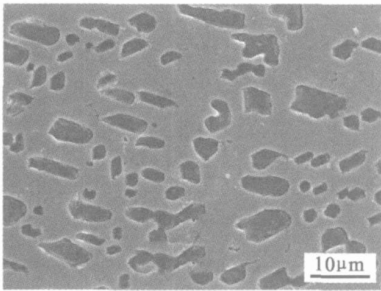


图 4 堆焊 Stellite12 表面微观组织

Fig 4 Surface microstructure of Stellite12

图 5 C₃C₂/NiAl 焊层表面微观组织Fig 5 Surface microstructure on C₃C₂/NiAl

3 结 论

(1) 采用 C₃C₂-AlNi 焊丝堆焊于碳钢表面, 利用亚弧物理热与 NiAl 反应热在线制备 C₃C₂/NiAl 颗粒增强复合材料。增强相的尺寸由原材料中的 150μm 减小到平均 10μm 以下, 组织均匀细化。

(2) 复合材料在常温下耐磨粒磨损性能是传统

的高温耐磨合金 Stellite12 的 2 倍左右。分析认为, NiAl 极强的形变硬化能力, 增强相 C₃C₂ 的体积效应以及尺寸效应是复合材料具有优异耐磨粒磨损性能的主要原因。

参考文献:

- [1] 李尚平, 骆合力, 冯漆, 等. 碳化物特性对 NiAl 基表面强化复合材料组织与性能的影响 [J]. 材料工程, 2004 (11): 53-56
- [2] 张永刚, 韩雅芳, 陈国良, 等. 金属间化合物结构材料 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2001.
- [3] PETER J BLAU, CHARLES E DEVORE. Sliding friction and wear behavior of several nickel alum in ide alloys under dry and lubricated conditions [J]. Tribology International 1990 23(4): 226-234
- [4] JIN Guo XU Bin-shi WANG Ha+dou, et al. Microstructure and wear resistance of electro-thermal explosion sprayed stellite coating used for remanufacturing [J]. J Cent South Univ technol 2005, 12(Sup2): 35-39.
- [5] 刘玉珍, 杜业伟. 斯太立合金的性能及应用 II [J]. 机械工程材料, 1992, 16(6): 1-5
- [6] 邵荷生, 张清. 金属的磨料磨损与耐磨材料 [M]. 机械工业出版社, 北京: 1988 53-55
- [7] 刘荣祥, 雷廷权. TC4 钛合金表面激光熔覆 NiCrBSi 及 NiCrBSi/TiN 涂层的研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2005.
- [8] HU J LID Y, LLEWELLYN R. Computational investigation of microstructural effects on abrasive wear of composite materials [J]. Wear 2005, 259 6-17.
- [9] 纪岗昌, 王豫跃, 李长久, 等. HVOF 喷涂 C₃C₂-NiAl 涂层的磨粒磨损性能 [J]. 焊接学报, 2000 21(3): 89-92

Microstructure and Abrasive Wear Resistance of C₃C₂/NiAl Composite

GU Guo-rong¹, WU He-li², LI Shang-ping², LU Pei-yang¹, FENG Di²

(1 Material Institute, Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100083, China; 2 High Temperature Materials Research Institute, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract Through welding on the surface of carbon steel, C₃C₂/NiAl wear-resistant composite was successfully fabricated by the metal-powder-core wire. The average dimension of reinforcement reduced down to less than 10μm from raw material of 150μm, and the microstructure was homogeneous and stable. The abrasive resistance of the composite was twice as much as the traditional wear-resistant superalloy-Stellite12. Reinforcement of volume and size, the strain-hardening ability of matrix were considered as the main reasons for the composite exhibited good abrasive wear resistance.

Key words C₃C₂/NiAl composite; build-up welding; abrasive wear