

文章编号: 1001-3806(2002)05-0324-03

激光熔覆 Ni 基 SiC 合金涂层组织与性能的研究 *

斯松华 袁晓敏 何宜柱

(安徽工业大学激光加工研究中心,马鞍山,243002)

摘要: 利用 5kW CO₂ 连续波激光器在 16Mn 钢基材表面对含 20% (体积比) SiC 陶瓷粉末的镍基自熔性合金粉末进行激光熔覆得到 Ni 基 SiC 合金涂层(NiSiC)。研究了合金涂层的组织形貌及相结构,并用单纯的镍基合金涂层(Ni60)进行了显微硬度及滑动磨损性能的对比试验。结果表明,NiSiC 合金涂层由枝晶及其间的共晶组织组成,主要组成相为 -Ni, -(Ni,Fe) 固溶体和 (Cr,Fe)₇C₃, Cr₂₃C₆ 及 (Cr,Si)₃Ni₃Si 等化合物。添加 SiC 的镍基合金涂层 NiSiC 比单纯的镍基合金涂层 Ni60 具有较高的硬度和耐磨性。

关键词: 激光熔覆;Ni 基合金;SiC;组织;耐磨性

中图分类号: TG665 **文献标识码:** A

Microstructure performance of laser clad Ni-based alloy coating with SiC ceramics particles

Si Songhua, Yuan Xiaomin, He Yizhu

(Research Center for Laser Processing, Anhui University of Technology, Maanshan, 243002)

Abstract: Laser clad Ni-based alloy coating with 20% (vol %) SiC(NiSiC) on 16Mn steel substrate has been obtained by 5kW CO₂ continuous wave laser implement. Microstructure morphology and phase structure of the laser clad alloy coating have been studied, and microhardness and the performance of sliding wear test of the coating have been discussed in contrast to laser clad Ni-based alloy coating(Ni60). The result shows that the microstructure of laser clad alloy coating is consisted of dendrite solid solution and the eutectic structure between the dendrites. Constituent phases of the coating mainly have -Ni, -(Fe, Ni), (Cr, Fe)₇C₃, Cr₂₃C₆ and (Cr, Si)₃Ni₃Si. Microhardness and sliding wear resistance of the NiSiC coating are higher than that of the Ni60 coating.

Key words: laser cladding; Ni-based alloy; SiC; microstructure; wear resistance

引 言

激光熔覆作为新兴的金属表面强化技术,近年来人们对普通碳钢表面用高能激光制备高性能涂层进行了大量的研究^[1,2]。目前用于激光熔覆材料主要有 Fe 基、Ni 基及 Co 基等合金粉末。Fe 基合金价格便宜,抗磨性好,但它熔点高,流动性差,需要较高的激光功率,耐热耐蚀性及韧性不如 Ni, Co 基合金;Co 基合金耐热耐蚀性好,但原料稀缺,激光处理时烧蚀较严重。Ni 基合金综合性能俱佳。WC, TiN, TiC 等陶瓷作为重要的增强相,在熔覆金属与陶瓷的复合涂层中对涂层的组织与性能有很大的影响,这方面的研究相对较多^[3~5]。SiC 陶瓷因具有

优异的高温强度,抗氧化性强,硬度高,耐磨耐蚀性好以及热膨胀系数小等特点,也日益受到了人们的重视^[6]。笔者利用显微硬度计、光学金相显微镜、扫描电镜及 X 射线衍射等分析手段,研究了添加 SiC 陶瓷的镍基合金涂层的组织形貌及相组成,并与单纯的 Ni 基合金涂层进行了显微硬度和滑动磨损性能的对比试验。

1 试验材料及方法

1.1 试样准备

基体材料为 16Mn 钢,试样尺寸为 100mm × 50mm × 10mm,表面磨光。选用 Ni 基自熔合金粉末加 20% SiC 粉末为预涂覆材料, SiC 粒度为 200 目 ~ 300 目左右, Ni 基自熔合金粉末的粒度为 - 150 目 ~ + 300 目,其化学成分 (wt %) 为: 0.9C, 18Cr, 3.5Si, 3.5B, < 5Fe, Ni 余量。采用粘结预置法,将复合粉末与粘结剂(火棉胶 + 醋酸正戊酯)按一定比

* 安徽省教育厅中韩国际合作项目。

作者简介:斯松华,男,1966 年 2 月出生。副教授,硕士。主要研究方向为金属材料表面改性。

收稿日期:2001-12-31;收到修改稿日期:2002-04-25

剂充分混合后均匀地涂在试样表面,厚度约 1mm。

用 5kW 的 CO₂ 激光器对预置涂层进行多道熔覆处理,道与道之间搭接率为 20%,光斑直径为 3.5mm。激光输出功率为 3000W,扫描速度为 2.5mm/s,熔覆时用 N₂ 保护,得到 Ni 基 SiC 合金涂层(NiSiC)。并用同样方法及工艺得到单纯的镍基合金涂层(Ni60)。

取垂直于激光扫描方向的横截面制成金相样品,尺寸为 15mm × 10mm × 10mm;衍射试样尺寸为 20mm × 20mm × 10mm。磨损试验试样尺寸为 30mm × 6.5mm × 6.5mm。

1.2 试验方法

用国产 HVA-10A 型维式硬度计测量合金涂层沿垂直于激光扫描方向的剖面的显微硬度;用 OLYPUS-PME3 光学显微镜(OM)及 JSM-35C 扫描电镜(SEM)观察合金涂层的组织形貌;用 Dmax-型 X 射线衍射仪(XRD)上进行合金涂层物相分析;利用电子探针来研究涂层剖面的元素分布。

磨损试验在 MM200 环-块式滑动磨损试验机上进行,载荷为 15kg,转速为 400r/min,对磨时用 1 500 的乳化液冷却。对磨试样为回火马氏体 9CrSi,硬度为 HRC56,其外径为 40mm,内径为 10mm,宽 10mm。用感量为 1/10⁴ 的分析天平称其质量。每磨损 30min 称重,共磨损 2 次。用单位时间内的磨损失重量($m = m_i - m_0, i = 1, 2$)表示磨损速率 W (g/min), W 越小,耐磨性越好。

2 试验结果与分析

2.1 NiSiC 涂层的显微组织

激光熔覆 NiSiC 合金涂层的显微组织如图 1 所示。图 1a 为沿垂直于激光扫描方向熔覆层的低倍金相组织形貌,由左到右可以分为 4 个区域:基体区、热影响区、结合区及熔化区(合金涂层)。图 1b 为合金涂层表面扫描电镜 SEM 的典型形貌。可见涂层具有明显的枝晶生长特征。

热影响区为板条马氏体,这是因为由于熔池底部的基体温度高于临界点 A_{c3} ,当激光束移动后,依靠基体的传热发生自淬火得到马氏体组织。随着离开熔合带的距离增加,加热温度不断降低,由相变区、部分相变区最后过渡到基体原始组织。结合区为合金涂层与基体热影响区之间的并与界面平行的“亮带”,也显示出熔覆层与基体能达到良好的冶金结合;熔化区为合金涂层。从图 1a,图 1b 可以看出,合金涂层具有明显的枝晶生长特征。在靠近结

合区的合金涂层的底部枝晶的生长方向比较明显,基本上是垂直于结合界面方向即沿着激光熔覆的热流传递方向生长的,而在合金涂层的中上部,枝晶的走向相对杂乱。分析认为,激光熔覆后合金涂层开始快速凝固,主要由于基体的温度很低,基体的冷却和传热作用相当大,加上沿着垂直于熔覆表面的方向散热最快,因此,在熔覆合金涂层的底部的枝晶走向基本上都沿着垂直于结合界面方向向外生长^[5]。而在合金涂层的中上部,基体的冷却和传热作用减弱,冷却速度相对较慢,且熔池中存在强烈的对流作用,因而枝晶的生长方向变得相对杂乱。

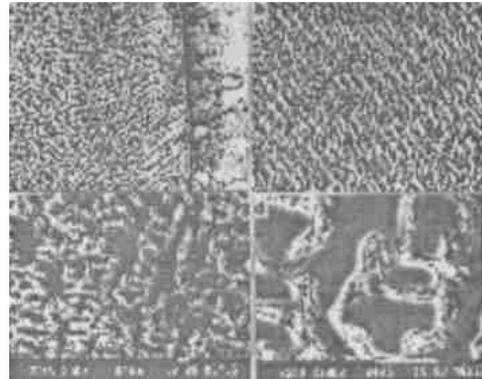


Fig. 1 Microstructure of the laser clad NiSiC coating
a - cross section OM 100 × b - surface OM 100 × c - cross section SEM 500 × d - cross section SEM 3000 ×

图 1c,图 1d 是涂层剖面枝晶的高倍 SEM 形貌。涂层是以亚共晶方式结晶,表现为先析出的细小枝晶间存在着更细小的共晶组织,共晶组织也是由枝晶和各种化合物组成^[2,5]。

2.2 NiSiC 涂层 X 射线衍射及剖面的元素分布

NiSiC 涂层的 X 射线衍射图如图 2 所示。合金涂层主要由 γ -Ni, δ -(Ni, Fe) 固溶体和 $(Cr, Fe)_7C_3$, $Cr_{23}C_6$ 及 $(Cr, Si)_3Ni_3Si$ 等化合物组成。这些化合物存在于枝晶间的共晶体中。从衍射分析结果可知,并未发现 SiC 存在,也就是说,加入的 SiC 在激光熔覆过程中已完全熔化或分解,在冷却过程中也并没有 SiC 形成。由 SiC 分解的 Si 原子一部分固溶固溶体中,一部分与 Cr, Ni 元素形成 $(Cr, Si)_3Ni_3Si$ 化合物,而分解的 C 原子也是一部分固溶固溶体中,一部分与 Cr, Fe 形成化合物 $(Cr, Fe)_7C_3, Cr_{23}C_6$ 。从这一点来看,在 Ni 基合金中加入 SiC 陶瓷后, SiC 陶瓷并不是以 SiC 粒子的形式来强化合金涂层,而是通过 SiC 分解的 Si 及 C 原子来增强对合金涂层的固溶强化作用以及通过形成更多的化合物来增强对涂层的第二相强化作用。 δ -(Ni, Fe) 主要是由于基体中的 Fe 向结合区扩散而形成的

固溶有 Fe 的 枝晶^[1]。

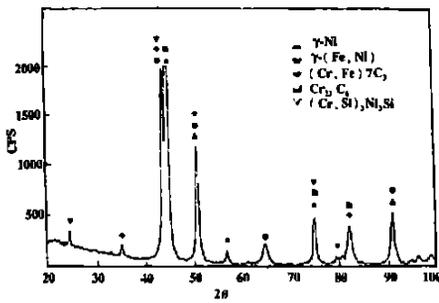


Fig. 2 XRD pattern of the NiSiC coating

图 3 为合金涂层垂直于激光扫描方向横截面上主要元素的分布。合金涂层表面的成分接近合金粉末的成分，由表及里，Ni，

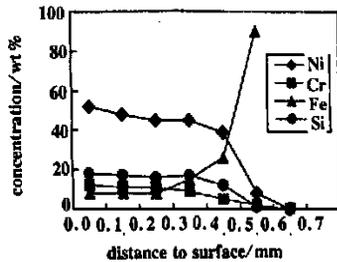


Fig. 3 Element distribution of the NiSiC coating

Cr, Si 元素含量逐渐降低, Fe 元素含量逐渐增加, 0.4mm ~ 0.5mm 之间为合金涂层及基材热影响区之间的结合区, 合金涂层和基体之间存在着元素的互扩散, γ -(Ni, Fe) 的形成也正说明了 Fe 向合金涂层的扩散。

2.3 合金涂层的显微硬度及耐磨性

激光熔覆 NiSiC 涂层及 Ni60 涂层剖面的显微硬度沿层深的分布如图 4 所示。可见两种涂层的硬度分布曲线都呈三阶梯式, 其走向基本一致。NiSiC 合金涂层比 Ni60 合金涂层具有更高的硬度; 中间台阶为热影响区硬度值, 此处由于高温淬火形成细小的马氏体组织, 其硬度较高; 最下面台阶为基体硬度值。

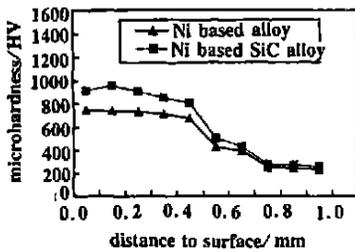


Fig. 4 Microhardness of cross section of the coatings

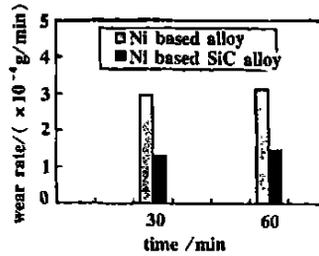


Fig. 5 Wear rate of Ni60 and NiSiC coatings

图 5 为 NiSiC 涂层与 Ni60 涂层的磨损速率比较。可见, 激光熔覆 NiSiC 涂层的磨损速率比 Ni60 合金涂层的磨损速率明显降低, 也即耐磨性明显提高。

分析认为, Ni 基合金粉末中存在大量合金元素, 在激光熔覆后, 合金元素大量溶入枝晶产生固溶强化, 形成大量共晶化合物产生第二相强化。加入 SiC 后, 熔化了 SiC 分解出的 Si 及 C 在枝晶中的固溶增强了固溶强化作用, 促进了 C, Si 与 Fe, Cr, Ni 等形成更多的细小的化合物相增强了第二相强化作用, 因此加入 SiC 后 NiSiC 涂层的硬度较高, 耐磨性也明显优于单纯的 Ni 基合金涂层 Ni60。

3 结 论

(1) 激光熔覆合金涂层由细小枝晶及其间的共晶组织组成, 共晶组织也由更细小的枝晶和各种共晶化合物组成。

(2) 激光熔覆合金涂层的组成相主要为 γ -Ni, γ -(Ni, Fe) 固溶体和 $(Cr, Fe)_7C_3$, $Cr_{23}C_6$ 及 $(Cr, Si)_3Ni_3Si$ 等化合物。

(3) 激光熔覆含 SiC 陶瓷镍基合金涂层比单纯的镍基合金涂层具有较高的硬度和耐磨性。SiC 陶瓷颗粒在激光熔覆时发生分解, 增强了合金涂层中的固溶强化和第二相强化作用。

参 考 文 献

[1] 李国华, 丁 钢. 金属热处理, 1999(9): 14 ~ 17.
 [2] Yang Y Q. Applied Surface Science, 1999, 140: 19 ~ 23.
 [3] 李玉红, 张思玉, 郑成全. 激光技术, 1999, 23(2): 126 ~ 128.
 [4] Riabkina-Fishman M, Rabkin E, Levin P et al. Materials Science and Engineering, 2001, A302: 106 ~ 114.
 [5] 顾洪武. 激光技术, 1993, 17(4): 220 ~ 223.
 [6] Yue T M, Hu Q W, Mei Z et al. Materials Letters, 2001, 47: 165 ~ 170.