

纳米 TiC/C 对激光熔覆镍基合金涂层 组织和性能的影响

柴龙顺¹ 王存山¹ 韩立影^{1,2} 张变¹

(¹ 大连理工大学三束材料改性教育部重点实验室, 辽宁 大连 116024)

² 辽宁科技大学材料与冶金学院, 辽宁 鞍山 114051

摘要 采用激光熔覆技术在 38CrMoAl 钢表面制备了不同纳米 TiC/C 添加量的镍基复合涂层。利用现代微观分析技术和性能检测手段, 系统分析了纳米 TiC/C 添加量对镍基复合涂层微观组织形貌和性能的影响规律。结果表明, 不同纳米 TiC/C 添加量镍基复合涂层主要是由 γ -Ni、Ni₃B 和 M₂₃C₆ 相组成。但有所不同的是, 随着纳米 TiC/C 添加量的增加, γ -Ni 树枝晶的数量呈现出先增后减的变化趋势, 而其尺寸的变化趋势则相反。在纳米 TiC/C 的质量分数超过 3.5% 时, 组织中开始有明显 TiC 颗粒存在, 且其数量和尺寸呈逐渐增加的变化趋势。由于受晶粒细化和 TiC 硬质强化这两个关键因素的影响, 复合涂层的硬度随着纳米 TiC/C 添加量的增加而升高, 而耐磨性则在纳米 TiC/C 添加量为 5.0% 时达到最高, 其源于细小 TiC 硬质相低的缺陷及其与周围基体高的协调变形能力。

关键词 激光光学; 激光熔覆; 复合涂层; 纳米 TiC; 微观组织; 性能

中图分类号 TN249; TG174.44

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201441.1203003

Influence of Nano-TiC/C Content on Microstructure and Properties of Laser Clad Ni-based Alloy Coatings

Chai Longshun¹ Wang Cunshan¹ Han Liying^{1,2} Zhang Luan¹

¹ Key Laboratory for Materials Modification by Laser, Ion, and Electron Beams, Ministry of Education, Dalian University of Technology, Dalian, Liaoning 116024, China

² School of Materials and Metallurgy, University of Science and Technology Liaoning, Anshan, Liaoning 114051, China

Abstract Ni-based composite coatings with different nano-TiC/C additions are prepared by laser cladding on the 38CrMoAl steel substrate. The influence of nano-TiC/C on the microstructure and properties of the coatings is investigated by X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM), Vickers hardness tester, and friction wear testing machine. The results show that the composite coatings mainly consist of γ -Ni, Ni₃B, and M₂₃C₆ phases. But what changes is that with the increase of the nano-TiC/C additions, the numbers of the primary γ -Ni dendrites present the trend of first increasing and then decreasing, whereas their sizes change is reversed. The TiC particles are observed as the nano-TiC/C addition mass fraction is higher than 3.5%, and their sizes and number gradually increase with the further increase of the nano-TiC/C addition. The hardness values of the composite coatings gradually increase with increase of the nano-TiC/C additions, as a result of the refinement of the solidified structure and the reinforcement of the TiC particle. Whereas the wear resistance is the highest as nano-TiC/C addition is 5.0%, which results from high surface and internal perfections of the fine TiC particle, as well as its good compatible deformation capability with the surrounding matrix.

Key words laser optics; laser cladding; composite coating; nano-TiC; microstructure; properties

OCIS codes 140.3470; 140.3390; 310.1515

收稿日期: 2014-04-28; 收到修改稿日期: 2014-08-02

基金项目: 中航工业产学研专项

作者简介: 柴龙顺(1987—), 男, 硕士研究生, 主要从事激光表面改性方面的研究。E-mail: chailongshun@163.com

导师简介: 王存山(1963—), 男, 副教授, 博士生导师, 主要从事激光改性方面的研究。E-mail: laser@dlut.edu.cn

1 引言

激光熔覆技术是一种先进的绿色加工制造技术,其应用越来越广泛,采用该技术可在金属基体表面制备出性能优异的熔覆层。但随着现代工程技术的快速发展,复杂、苛刻的服役环境对材料表面的综合性能提出了更高的要求,单一的熔覆材料已不能满足使用性能要求。因此,熔覆材料已从最初选用的自熔性合金体系逐步发展到复合材料体系,其所涉及的增强相种类十分广泛,不仅有各种金属或合金包覆的硬质陶瓷颗粒,如 WC/Co、WC/Ni-Cr、WTiC₂/Co 和 Cr₃C₂/Co 等,而且还大量使用 SiC、Al₂O₃、WC 等^[1-5]。但这些微米级硬质相因其内部缺陷较多,且与基体间存在较大的热物性差异,易导致涂层在激光熔覆过程产生裂纹、气孔等缺陷^[6-8]。而纳米材料因其特殊结构和尺寸效应,不仅具有优异的力学性能,且其内部微观缺陷少,可在一定程度上缓解界面应力集中的产生。因此近年来纳米增强复合涂层受到相关研究领域的广泛关注^[9-12]。如李明喜等^[13]研究表明,在 Ni/Co 基熔覆材料中适当添加纳米 Al₂O₃、Y₂O₃ 粉末,可获得缺陷较少的合金涂层,其耐磨性和高温抗氧化性均得到显著提高。张光钧等^[14]研究发现,在制备的镍基纳米 WC/Co 复合涂层中,纳米碳化物对消除激光搭接产生的裂纹与孔洞起到重要作用。袁晓敏等^[15]在镍基高温

表 1 Ni45A 自熔性合金粉末的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of the Ni45A self-fluxing alloy powder (mass fraction, %)

	C	B	Si	Cr	Fe	Ni
Ni45A	0.3~0.6	2.0~3.0	3.0~4.5	11.0~15.0	≤5	bal

首先按照化学配比配制复合粉体,并在球磨机中进行低速、长时间湿混,以使其成分均匀化。然后,将烘干的复合粉体置于 38CrMoAl 钢表面,形成厚度约为 1.0 mm 的预覆层。最后利用 DL-HL-T5000B 型 5 kW 横流 CO₂ 激光器进行激光熔覆处理,优化的工艺参数为:功率 2.3 kW,扫描速度为 3 mm/s,光斑直径为 4 mm。

采用 BRUKER D8 FOCUS 型 X 射线衍射仪(XRD)和 EPMA-1720 型电子探针(EPMA)对熔覆区相组成和微区元素分布进行分析。涂层经 1.7 mlFeCl₃ + 2 mlHNO₃ + 99 mlCH₃OH 金相腐蚀液浸蚀后,利用 JSM-5600LV 型扫描电镜(SEM)观察其显微组织形貌。采用 DMH-2LS 型显微硬度计(载荷为 0.245 N,加载时间为 15 s)测试涂层的硬度。采用 CETRUMT-2 型球盘往复摩擦磨损试验机测试涂层的摩擦磨损性能,磨副为直径 5 mm 的

合金表面激光熔覆纳米 Al₂O₃/Co 基复合涂层,高硬度纳米 Al₂O₃ 在涂层中起到弥散强化的作用,使熔覆层硬度与耐磨性均得到提高,但当纳米 Al₂O₃ 添加量较高时,由于涂层中硬质相 Al₂O₃ 发生聚集,熔覆层的耐磨性反而降低。

纳米 TiC/C 是一种具有壳核结构的纳米复合粉体材料,其碳壳作为缓冲材料可以阻碍纳米粒子团聚,提高纳米 TiC 颗粒在涂层中的分散性;TiC 核因具有高的硬质强化作用,将有利于提高涂层的硬度和耐磨性能。基于此,本文以添加不同纳米 TiC/C 的 Ni45A 为熔覆层材料,采用激光熔覆技术在 38CrMoAl 钢表面制备复合涂层,分析了纳米 TiC/C 在涂层中的形态、分布及其添加量对涂层组织和性能的影响。

2 试验材料与方法

基体材料是原始组织为回火索氏体的 38CrMoAl 钢(试样尺寸为 20 mm × 10 mm × 10 mm)。复合涂层基质材料采用 Ni45A 自熔性合金粉末,粒度范围为 45~180 μm,具体化学成分见表 1;增强相为 TiC/C 粉末,粒度约为 80 nm,其优化的添加量介于 0.5~15.0%(质量分数,下同)之间。前期试验表明,超过这一范围,熔覆层的成形质量将明显降低。

GCr15 钢球,其硬度为 HRC55,所加法向载荷为 5 N,往复距离为 3 mm,磨损试验时间为 30 min。

3 试验结果与分析

3.1 显微组织

图 1 为添加 5.0% 纳米 TiC/C 复合涂层熔覆区的 XRD 图谱,由图可见,涂层熔覆区主要是由 γ-Ni、Ni₃B 和 M₂₃C₆ 相所组成。由于涂层中 TiC 数量较低的缘故,在衍射谱中未发现其衍射峰的出现。

图 2 所示为添加 5.0% 纳米 TiC/C 复合涂层横截面的组织形貌。涂层熔覆区的凝固组织主要是由等轴 γ-Ni 树枝晶和晶间细小的 γ-Ni + Ni₃B 共晶组织所组成[图 2(a)]。但在 SEM 高倍视场下做进一步观察发现,在等轴树枝晶内壁和共晶基体上尚分布有白亮的 M₂₃C₆ 碳化物[图 2(b)]。这种碳化物的形成主要是由于激光熔覆高的凝固速率,使溶质

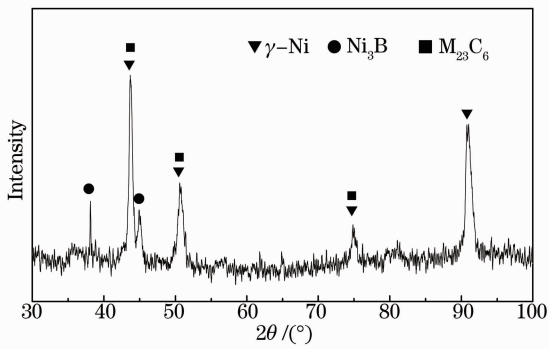


图1 添加 5.0% 纳米 TiC/C 复合涂层 X 射线衍射图谱

Fig.1 X-ray diffraction pattern of the composite coating with 5.0% nano-TiC/C addition

原子在固相内的扩散不能充分进行,导致 Cr、Fe、和 C 在树枝晶内壁及共晶 γ -Ni 固溶体内产生偏析。在随后固态冷却过程中,随着固溶体固溶度的降低,将在上述区域发生沉淀析出细小的 $M_{23}C_6$ 颗粒。

随着距表面距离的增加,由于温度梯度逐渐变大,凝固速率逐渐减小,使得 γ -Ni 初晶的生长形态逐渐由等轴树枝晶转变为柱状树枝晶,同时其尺寸呈现出逐渐增大的变化趋势[图 2(c)]。图 2(d) 所示为熔覆层和基体的界面结合区,因受到较大稀释率及低冷却速率的双重影响,该区组织呈现为典型的平面晶形态。在平面晶生长过程中,因受结晶参数变化的影响,在液固界面前沿形成了许多胞状突起。由于此区的热量散失垂直于热影响区,因此那些择优晶体学取向垂直于热影响区的胞状突起将优先发展,进而形成了较为粗大且具有择优生长取向的 γ -Ni 初晶[图 2(d)]。在热影响区,由于基体受热温度高于其奥氏体化温度,在随后的冷却过程中其转变为马氏体[图 2(e)]。在热影响区以下,因基体受热温度降低,其组织逐渐过渡为回火索氏体[图 2(f)]。而有关熔覆区中 TiC 颗粒的形态、数量和分布特征将在随后讨论。

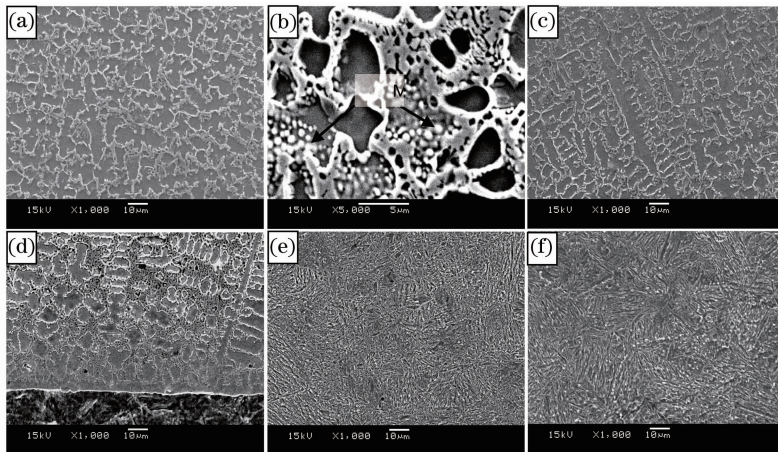


图2 添加 5.0% 纳米 TiC/C 复合涂层横截面组织形貌。(a) 熔覆层表面区;(b) 表面区局部放大像;

(c) 熔覆层中部区;(d) 界面结合区;(e) 热影响区;(f) 基体

Fig.2 Cross-section morphologies of the composite coating with 5.0% nano-TiC/C addition. (a) Surface of the cladding layer; (b) local magnified photo of the surface; (c) middle region of the cladding layer; (d) interface; (e) heat-affected zone; (f) substrate

3.2 纳米 TiC/C 含量对显微组织的影响

图 3 所示为添加不同含量纳米 TiC/C 复合涂层的 XRD 图谱。当纳米 TiC/C 的添加量低于 5.0% 时,熔覆区的相组成并未随纳米 TiC/C 添加量的变化而变化,其依旧由 γ -Ni、 Ni_3B 和 $M_{23}C_6$ 相所构成。但因受晶体生长取向变化的影响,在纳米 TiC/C 的添加量为 3.5% 时,衍射图谱中开始出现 γ -Ni(311) 晶面衍射峰,且其强度随着纳米 TiC/C 的添加量的增多而逐渐增强;当纳米 TiC/C 的添加量增至 15.0% 时, γ -Ni(311) 晶面衍射峰的强度有所降低,与此同时,与 Ni_3B 相对应的衍射峰消失。

图 4 所示为添加不同含量纳米 TiC/C 的复合涂层的 SEM 形貌。可见,各涂层熔覆区皆呈现出亚共晶组织形貌特征。但组织中 γ -Ni 初晶的数量、尺寸和形态却存在明显差异。随着纳米 TiC/C 添加量的增加,组织中 γ -Ni 初晶的数量增多,尺寸减小,其生长形态逐渐由柱状树枝晶转变为等轴树枝晶。但当纳米 TiC/C 添加量增加至 5.0% 时,等轴树枝初晶的尺寸开始增大,且随着纳米 TiC/C 添加量继续增加至 15.0% 时, γ -Ni 初晶的生长形态再次转变为柱状树枝晶,同时其数量有所降低。 γ -Ni 初晶数量和尺寸的上述变化可能与 TiC 颗粒非均质形核

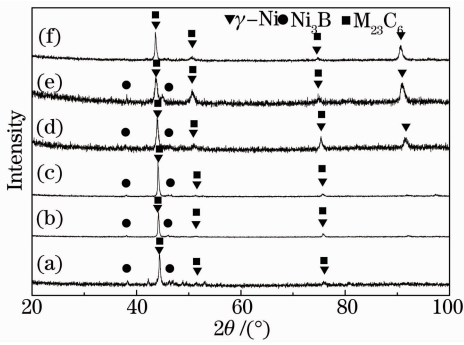


图 3 添加不同含量纳米 TiC/C 复合涂层 X 射线衍射图谱。(a) 0.0% TiC/C; (b) 0.5% TiC/C; (c) 1.5% TiC/C; (d) 3.5% TiC/C; (e) 5.0% TiC/C; (f) 15.0% TiC/C

Fig. 3 X-ray diffraction patterns of the composite coatings with different nano-TiC/C additions. (a) 0.0% TiC/C; (b) 0.5% TiC/C; (c) 1.5% TiC/C; (d) 3.5% TiC/C; (e) 5.0% TiC/C; (f) 15.0% TiC/C

作用有关。由于高的表面积和高的激光吸收率, 纳米 TiC/C 颗粒表面具有很高的活性, 这易使颗粒表面的碳包覆层发生溶解, 而将 TiC

颗粒裸露于合金熔体中。在随后的过程中, TiC 溶解时将从周围合金熔体中吸收热量, 而使 TiC 与周围合金熔体间存在一个相对低温区; 同时由于其具有与 γ -Ni 固溶体相同的体心立方结构, 从而为 γ -Ni 结晶提供了必要的能量和结构条件。随着纳米 TiC/C 添加量的增加, 作为非均质形核质点的 TiC 数量的相应增多, 势必有利于 γ -Ni 初晶的细化。而晶粒的细化又会提高显微偏析的分散度, 使另一相的析出受到抑制, 进而导致共晶组织数量的降低。然而, 随着晶粒的逐渐细化, 整个系统总表面能随之增加, 且当其达到一定阈值时, 相邻 γ -Ni 初晶之间将会合并长大, 以降低整个体系的表面能, 这解释了为什么 5.0% 纳米 TiC/C 添加时 γ -Ni 初晶尺寸开始有所增加。当纳米 TiC/C 添加量继续增加至 15.0% 时, 由于在合金熔体对流搅拌作用下, TiC 颗粒相互碰撞几率将会增加, 从而导致其发生团聚。在团聚过程中, 纳米 TiC 通过界面的化学键和物理吸附作用相互结合在一起。团聚一旦形成很难使其破坏。受这一因素的影响, 组织中 γ -Ni 初晶的数量反而随着 TiC/C 添加量的增加而有所降低。

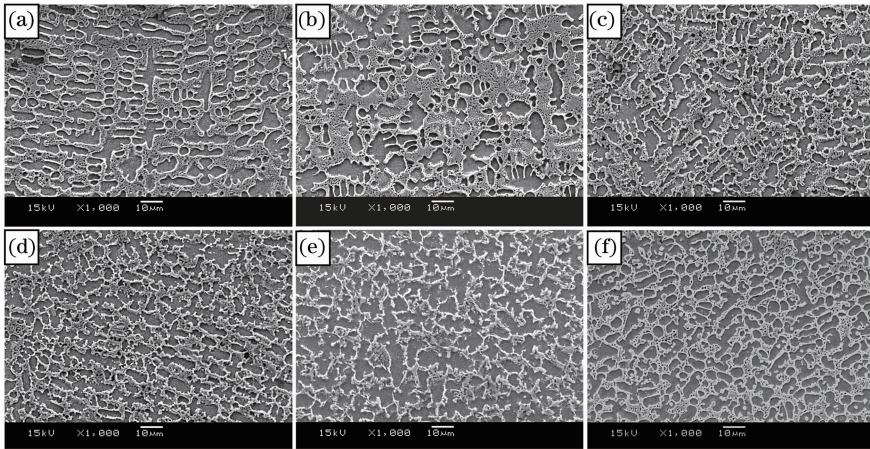


图 4 添加不同含量纳米 TiC/C 复合涂层典型的组织形貌。(a) 0.0% TiC/C; (b) 0.5% TiC/C; (c) 1.5% TiC/C; (d) 3.5% TiC/C; (e) 5.0% TiC/C; (f) 15.0% TiC/C

Fig. 4 Typical micrographs of the composite coatings with different nano-TiC/C additions. (a) 0.0% TiC/C; (b) 0.5% TiC/C; (c) 1.5% TiC/C; (d) 3.5% TiC/C; (e) 5.0% TiC/C; (f) 15.0% TiC/C

晶体的生长形态主要受温度梯度和成分过冷这两个具有相反效应的因素影响。随着纳米 TiC/C 添加量的增加, 因合金熔体粘度的增加, 增大了结晶前沿的成分过冷, 致使 γ -Ni 初晶的生长形态逐渐由柱状树枝晶转变为等轴树枝晶; 但随着纳米 TiC/C 添加量的增加, 因其低的导热性, 合金熔体的温度梯度也会相应增加。受这一逐渐增强因素的影响, 在纳米 TiC/C 添加量增至 15.0% 时, γ -Ni 初晶的生长形态再次转变为柱状树枝晶。同时, 由于碳在固

溶体中的含量随着 TiC/C 溶解量的增加而增多, 因此其在冷却过程中向晶间区域的迁移和富集, 有效地抑制了共晶 Ni_3B 相的析出, 取而代之的是形成了共晶 $M_{23}C_6$ 相。

复合涂层中 TiC 的数量、形态与分布是影响涂层组织与性能的关键因素。结合背散射电子像和 EPMA 面分析表明, 当纳米 TiC/C 的添加量低于 3.5% 时, 涂层中未发现有 TiC 相的存在, Ti 主要分布于 γ -Ni 枝晶间, 而 C 除在 $M_{23}C_6$ 颗粒处产生富

集外,其余部分则主要分布在 γ -Ni 枝晶内壁处。这意味着纳米 TiC/C 在激光熔覆过程中发生了溶解,原子通过扩散最终在枝晶内壁和枝晶间产生了富集。当纳米 TiC/C 的添加量增至 3.5% 时,随着 Ti、C 在晶间区附近浓度的增加,致使随后的固态冷却过程中开始有细小的 TiC 颗粒析出[图 5(a)~(c)],且随着纳米 TiC/C 添加量的增加,晶间析出的 TiC 颗粒的数量增加[图 5(d)~(f)]。而当纳米 TiC/C 的添加量继续增加至 15.0% 时,TiC 颗粒的分布状态开始由枝晶间分布变为枝晶内分布,且其尺寸明显增大[图 5(g)~(i)]。这在激光熔覆很短的时间内,仅仅通过纳米 TiC 的溶解、扩散及析出等正常长大过程是难以实现的。因此,一种可能的原因是在合金熔体对流作用下,纳米 TiC 颗粒发生相互碰撞,并通过界面化学键和物理吸附作用相互结合在一起,从而形成了较大的团聚体。由于表面积的增加在一定程度上缓解了 TiC 的溶解,致使其作为非均质形核的核心被最终保留至 γ -Ni 枝晶内。另外,由于 TiC 与合金熔体之间比重的差别,致使

部分 TiC 在激光熔覆过程中上浮至熔池表面,这使得涂层内 TiC 颗粒的数量较所添加量明显为低。

值得一提的是,尽管纳米 TiC 粉体因团聚、溶解与析出,致使最终凝固组织中 TiC 硬质相的尺寸达到微米数量级,但与添加微米 TiC 粉体时液析 TiC 相比,其尺寸是小的,分布是相对均匀的,且二者的生长形态存在明显差异。前者主要呈颗粒状,而后者的生长形态多为不规则形状,甚至为针状和树枝状^[16-17]。另一重要差别是涂层组织组成物含量变化趋势的不同。随着纳米 TiC 添加量的增加,复合涂层中韧性 γ -Ni 固溶体的数量逐渐增加,而微米 TiC 的添加则与此相反。纳米 TiC 添加所导致的上述组织变化,将有利于降低组织中 TiC 颗粒表面和内部缺陷,增加其与周围合金基体的协调变形能力,缓解局部应力集中,降低涂层开裂的敏感性。当纳米 TiC/C 的添加量为 15.0% 时,复合涂层仍具有高的致密性,未发现有裂纹和气孔等缺陷的存在,而当微米 TiC 的添加量为 10.0% 时,复合涂层即开始发生开裂,并在其内分布有大量的气孔。

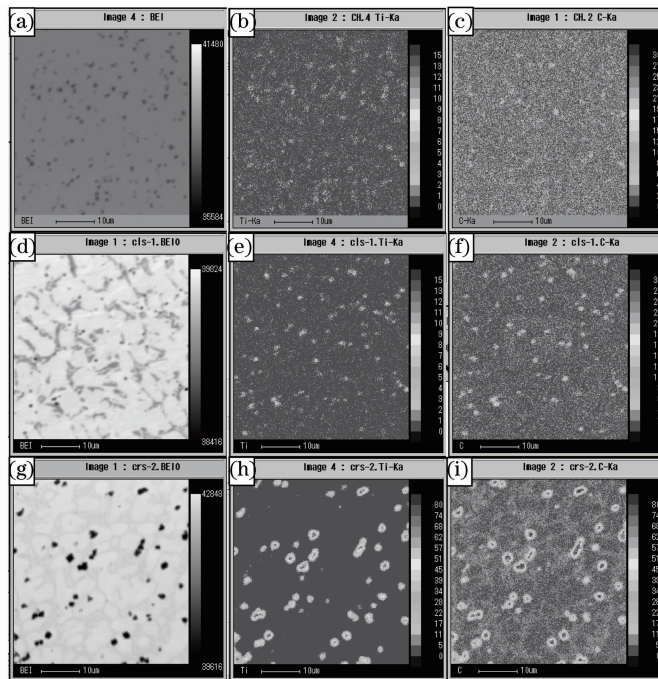


图 5 添加不同含量纳米 TiC/C 复合涂层背散射电子像及元素面分布图。(a)~(c) 3.5% TiC/C; (d)~(f) 5.0% TiC/C; (g)~(i) 15.0% TiC/C

Fig. 5 Back scattered electron photographs and element area distribution taken from the composite coatings with different nano-TiC/C additions. (a)~(c) 3.5% TiC/C; (d)~(f) 5.0% TiC/C; (g)~(i) 15.0% TiC/C

3.3 显微硬度

图 6 所示为添加不同含量纳米 TiC/C 复合涂层显微硬度沿层深的变化曲线。由图可见,不同成分试样的显微硬度随层深的增加,都是呈先增加后

减小的趋势。在熔覆区,由于随着距表面距离的增加,晶粒的逐渐粗化,致使显微硬度值呈现出缓慢降低的变化趋势,且这一变化趋势一直保持至由平面晶构成的界面结合区。而在热影响区,由于基体组

织发生相变硬化,转变为马氏体组织,致使该区硬度值上升;随着层深增加,基体组织逐渐变为回火索氏体,显微硬度出现陡降。此外,随着纳米 TiC/C 添加量的增加,虽然熔覆区共晶组织的数量逐渐减少,有使熔覆区硬度降低的趋势,但因受晶粒细化和较高添加量下 TiC 硬质强化等因素的综合影响,使涂层熔覆区的平均硬度值逐渐提高,特别是当纳米 TiC/C 的添加量达到 15.0% 时,由于 TiC 硬质强化作用的增强,以及较多数量 γ -Ni + $M_{23}C_6$ 共晶组织的析出,致使硬度增加的趋势变的尤为明显。

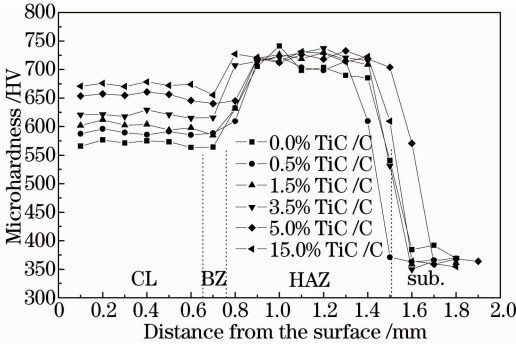


图 6 添加不同含量纳米 TiC/C 复合涂层显微硬度沿层深的分布曲线

Fig. 6 Microhardness plots along the cross-section of the coatings with different nano-TiC/C additions

3.4 摩擦磨损性能

图 7 所示为复合涂层摩擦系数与磨损体积随纳米 TiC/C 添加量的变化曲线。可见,随着纳米 TiC/C 添加量的增加,复合涂层的摩擦系数与磨损体积皆呈现出先减后增的变化趋势,即在纳米 TiC/C 的添加量为 1.5% 和 5.0% 时,复合涂层的摩

擦系数与磨损体积分别达到最低。

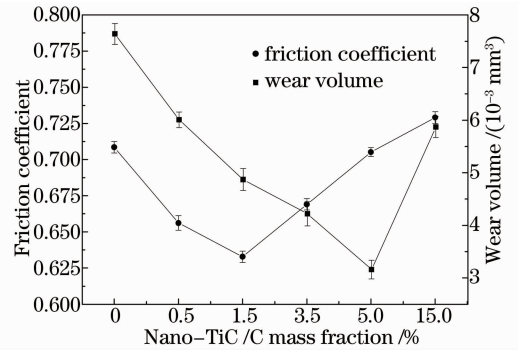


图 7 复合涂层摩擦系数和磨损体积随纳米 TiC/C 含量变化的曲线

Fig. 7 Influence of nano-TiC/C addition on the friction coefficient and the wear volume of the composite coatings

图 8 为不同含量纳米 TiC/C 复合涂层摩擦磨损表面形貌。由图 8(a) 可见,在磨损表面中间位置出现了由磨粒磨损引起的深而窄的犁沟,这是由于在干滑动摩擦过程中,熔覆层受到 GCr15 摩擦副往复的犁削作用所致。当纳米 TiC/C 添加量低于 3.5% 时,随着纳米 TiC/C 添加量的增加,试样磨损表面的犁沟逐渐变的宽而浅[图 8(b) 和 (c)],这主要是由于复合涂层硬度逐渐提高,使其抵抗磨粒磨损的能力提高的缘故。当纳米 TiC/C 添加量增至 3.5% 时,涂层抵抗磨粒磨损的能力因硬度的增加得到进一步提升,致使犁沟愈加宽而浅。与此同时,在磨损表面局部区域开始出现了明显的材料转移迹象[图 8(d)],且当纳米 TiC/C 添加量继续增至 5.0% 时,这种迹象变的越趋严重[图 8(e)]。EPMA 分析表明,这些转移的材料主要富含 Fe、Cr 及少量的 Ni

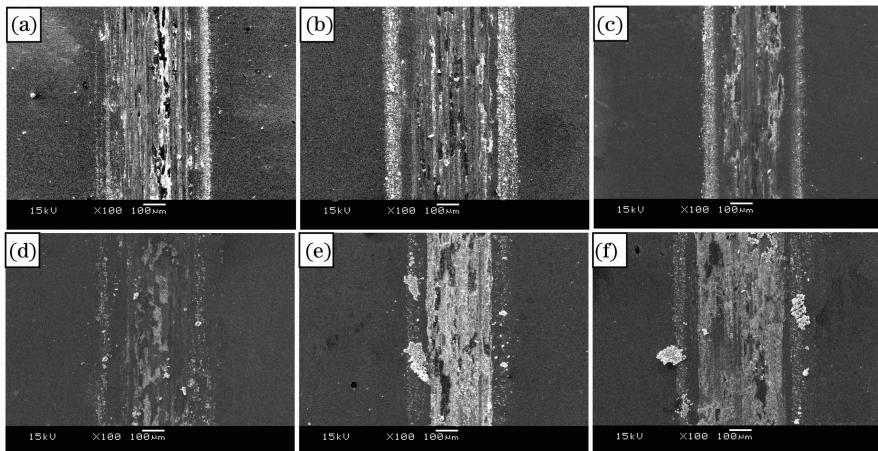


图 8 添加不同含量纳米 TiC/C 复合涂层磨损表面形貌。(a) 0.0% TiC/C; (b) 0.5% TiC/C; (c) 1.5% TiC/C; (d) 3.5% TiC/C; (e) 5.0% TiC/C; (f) 15.0% TiC/C

Fig. 8 Worn micrographs of the composite coatings with different nano-TiC/C additions. (a) 0.0% TiC/C; (b) 0.5% TiC/C; (c) 1.5% TiC/C; (d) 3.5% TiC/C; (e) 5.0% TiC/C; (f) 15.0% TiC/C

元素。由此可以推断,这些材料转移可能来自涂层对 GCr15 摩擦副表面的推碾作用,并在剪切应力作用下以磨屑的形式从 GCr15 表面撕脱下来,进而粘着在涂层表面。这种材料转移现象的发生,将使涂层的摩擦系数升高,减摩性变差,耐磨性则增高。而纳米 TiC/C 添加量的进一步增加,虽然涂层硬度进一步提高,但 TiC 尺寸的增加势必会增加其与 γ -Ni 在形变时的相互间不协调性,易在界面处产生很大应力。当应力达到某一临界值时,就会在两相界面处萌生裂纹,并在反复交变应力作用下沿界面发生扩展、联通,最终导致硬质 TiC 相发生剥落,形成剥落坑。这反而降低了涂层的减摩性和耐磨性。前期试验表明,当在镍基合金中加入微米 TiC 增强相时,因其相对较大的尺寸和不规则的生长形态,以及涂层中韧性 γ -Ni 相数量的降低,这种硬质相剥落磨损的程度明显增加。

4 结 论

1) 不同纳米 TiC/C 添加镍基复合涂层主要是由 γ -Ni、Ni₃B 和 M₂₃C₆ 相组成。随着纳米 TiC/C 添加量的增加, γ -Ni 树枝晶的数量呈现出先增后减的变化趋势,而其尺寸的变化趋势则相反,且当纳米 TiC/C 的添加量增至 15.0% 时,共晶组织的组成相由 γ -Ni+Ni₃B 变为 γ -Ni+M₂₃C₆。

2) 当纳米 TiC/C 的添加量超过 3.5% 时,组织中开始有明显的 TiC 颗粒存在,且随着纳米 TiC/C 添加量的增加,TiC 颗粒的数量增加,尺寸增大,且其分布状态由晶间分布变为晶内分布。

3) 随着纳米 TiC/C 添加量的增加,复合涂层的硬度逐渐升高,而减摩性和耐磨性则分别在 1.5% 和 5.0% 纳米 TiC/C 添加时达到最优。

参 考 文 献

- 1 Dong Shiyun, Ma Yunzhe, Xu Bingshi, *et al.*. Current status of material for laser cladding[J]. *Materials Review*, 2006, 20(6): 5-9.
董世运, 马运哲, 徐滨士, 等. 激光熔覆材料研究现状[J]. *材料导报*, 2006, 20(6): 5-9.
- 2 G L St. Development and characterization of composite Ni-Cr+WC laser cladding[J]. *Wear*, 2007, 263(1): 562-566.
- 3 Huang Fengxiao, Jiang Zhonghao, Liu Ximing. Microstructure and properties of Fe-base alloy + WC laser cladding layer[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2009, 34(1): 67-71.
黄凤晓, 江中浩, 刘喜明. 铁基合金+WC 激光熔覆层的显微组织与性能[J]. *金属热处理*, 2009, 34(1): 67-71.
- 4 X Y Zeng, Z Y Tao, B D Zhu, *et al.*. Investigation of laser cladding ceramic-metal composite coatings: Processing modes and mechanisms[J]. *Surface and Coatings Technology*, 1996, 79(1): 209-217.

- 5 B Carcel, J Sampedro, A Ruescas, *et al.*. Corrosion and wear resistance improvement of magnesium alloys by laser cladding with Al-Si[J]. *Physics Procedia*, 2011, 12(12): 353-363.
- 6 Pei Yutao, Ouyang Jiahu. Behaviour of ceramic particles in laser clad metal/ceramics composite coatings[J]. *Materials Review*, 1995, 9(4): 60-66.
裴宇韬, 欧阳家虎. 激光熔覆金属/陶瓷复合涂层中陶瓷相的行为[J]. *材料导报*, 1995, 9(4): 60-66.
- 7 Zhao Yafan, Chen Chuangzhong. Mechanism of the deformation and preventive measures of the cracks in metal ceramics cladding layer[J]. *Laser Technology*, 2006, 30(1): 16-19.
赵亚凡, 陈传忠. 激光熔覆金属陶瓷涂层开裂的机理及防止措施[J]. *激光技术*, 2006, 30(1): 16-19.
- 8 Wu Xinwei, Zeng Xiaoyan, Zhu Beidi, *et al.*. Cracking tendency of laser cladding Ni-based WC composite coatings[J]. *Chinese J Lasers*, 1997, 24(6): 570-576.
吴新伟, 曾晓雁, 朱蓓蒂, 等. 镍基碳化钨金属陶瓷激光熔覆层开裂性的研究[J]. *中国激光*, 1997, 24(6): 570-576.
- 9 M Masanta, P Ganesh, R Kaul, *et al.*. Development of a hard nano-structured multi-component ceramic coating by laser cladding[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 508(1-2): 134-140.
- 10 H Y Wang, D W Zuo, M D Wang, *et al.*. High temperature frictional wear behaviors of nano-particle reinforced NiCoCrAlY clad coatings[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, 21(6): 1322-1328.
- 11 M Masanta, P Ganesh, R Kaul, *et al.*. Development of a hard nano-structured multi-component ceramic coating by laser cladding[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 508(1): 134-140.
- 12 Li Yaosheng, Wang Cunshan, Li Ting, *et al.*. Influence of nano-SiC particle on microstructure and properties of laser clad NiFeBSi alloy coating[J]. *Chinese J Lasers*, 2010, 37(5): 1356-1360.
李耀忠, 王存山, 李 婷, 等. 纳米 SiC 颗粒对激光熔覆 NiFeBSi 合金涂层组织性能的影响[J]. *中国激光*, 2010, 37(5): 1356-1360.
- 13 Li Mingxi, He Yizhu, Sun Guoxiong. Al₂O₃ nanocrystalline/Ni-based alloy composite coatings produced by laser cladding[J]. *Chinese J Lasers*, 2004, 31(9): 1149-1152.
李明喜, 何宜柱, 孙国雄. 纳米 Al₂O₃/Ni 基合金复合材料激光熔覆层组织[J]. *中国激光*, 2004, 31(9): 1149-1152.
- 14 Zhang Guangjun, Ge Dafang, Xu Jianing. Fracture toughness of Nickel based nano-WC/Co composite coatings by laser cladding[J]. *Applied Laser*, 2005, 25(5): 296-298.
张光钧, 戈大飏, 许佳宁. 激光熔覆镍基纳米 WC/Co 复合涂层的断裂韧性 K_{IC} 的研究[J]. *应用激光*, 2005, 25(5): 296-298.
- 15 Yuan Xiaoming, Li Mingxi, He Yizhu. Microstructure and wear-resistance of nano-Al₂O₃ doped Co-alloy-based composite coating produced by laser cladding[J]. *Tribology*, 2004, 24(5): 443-447.
袁晓敏, 李明喜, 何宜柱. 纳米复合材料激光熔覆层组织及抗磨性能[J]. *摩擦学报*, 2004, 24(5): 443-447.
- 16 Li Chuanqiang, Chen Shaok. Research on properties of Ni/TiC on 45 steel surface prepared by laser cladding[J]. *Equipment Manufacturing Technology*, 2011, (8): 20-22.
李传强, 陈少克. 45 钢表面激光熔覆 Ni/TiC 性能研究[J]. *装备制造技术*, 2011, (8): 20-22.
- 17 He Qingkun, Wang Yong, Zhao Weimin, *et al.*. Cracking control technology of TiC/ Ni coatings prepared by *in-situ* fabrication through laser cladding[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2009, 30(4): 21-24.
赫庆坤, 王 勇, 赵卫民, 等. 激光合成 TiC/Ni 涂层裂纹控制技术[J]. *焊接学报*, 2009, 30(4): 21-24.

栏目编辑:张浩佳