氩弧熔敷原位自生(Ti,Nb)C 增强镍基复合涂层工艺研究

郭天师 沈阳职业技术学 DOI:10.32629/er.v2i1.1618

[摘 要] 本文以 Ni60A、Ti、C 和 Nb 粉末为原料,利用氩弧熔覆技术在 16Mn 钢基体表面原位合成 TiC 和(Ti,Nb)C 增强 Ni 基复合涂层。试验采用不同的电流、预敷粉末配比(含 Nb 不同的混合粉末)进行试验。使用金相显微镜、扫描电镜和 X 射线 衍射仪等分析检测方法,对表面层的宏观形貌、相组成、微观组织进行观察及分析,并测试不同成分复合涂层的显微硬度及摩 擦磨损性能。结果表明:最佳熔覆工艺参数为:粉末涂层厚度为 0.5-1.0mm,熔覆工艺电流为 130A; 熔敷层与基体呈冶金结 合,无裂纹、气孔等缺陷,TiC 和(Ti,Nb)C 颗粒弥散分布于熔敷层中;复合涂层的显微硬度最高达到 900HV,相对耐磨性较基体 提高 9 倍。

[关键词] 氩弧熔覆; 原位自生; 复合涂层; 耐磨性; 显微硬度

引言

随着科学技术的发展,人们对材料性能的要求越来越高, 迫切需要具有耐高温、耐腐蚀、耐磨、抗疲劳以及耐冲刷的 高性能材料。单纯的金属材料虽然具有很好的强度、韧性、 延展性和导电性,但耐腐蚀及耐磨损性能较差,已经不能满 足要求。为了克服这些不足。人们想到了采用表面防护措施 延缓和控制表面的破坏。

材料表面改性技术在近年来得到迅速发展, 尤其是在廉 价材料表面熔覆一层耐磨和耐蚀涂层的研究, 更具有重要的 现实意义。在众多的金属材料表面改性处理技术中, 熔覆处 理技术具有熔覆层厚、熔覆层质量高、熔覆层成分可调控等 优点, 在很大程度上适合于处理耐磨性要求较高的工作表 面。在航天, 国防, 化工, 机械, 电力, 电子等工业中得到了广 泛应用发展。颗粒增强金属基复合材料是一种重要的方法, 得到的材料具有高的比强度、比刚度, 优良的高温力学性能 和耐磨性以及低的热膨胀系数, 是倍受关注的新型材料^[14]。

金属基复合材料既有金属材料本身良好强韧性,又具有 陶瓷材料的高强度,高耐磨性,因此成为最具有前途的耐磨材 料。通常金属基复合材料中陶瓷颗粒的加入方式主要有外加 法和反应两种,前者是在熔敷粉末中直接加入陶瓷;后者又称 为原位生成法。由于外加陶瓷相与基体金属的热物性相差很 大、结合性差,往往成为裂纹源,在陶瓷与基体间存在附着物 和反应物,使界面强度降低。通过在熔敷粉末中原位生成陶瓷 颗粒的元素,这些元素能在熔敷涂层中反应生成细小稳定的 陶瓷增强相,新生成相晶体完整性好热力学稳定、尺寸细小、 分布均匀、表面无污染,与基体结合良好的特点,有利于获得 性能良好的熔敷层,因此,这种方法日益受到重视^[5-8]。

利用氩弧熔敷技术制备原位自生TiC颗粒增强金属基复 合涂层,电弧热源用于熔敷的研究尚少,这类热源的能流密 度虽远不如激光束高,但其热量足以使各类材料熔化,应用灵 活,是实现熔敷的一种有效的热源。近年来,随着氩弧焊接工 艺的研究开发,给电弧热源应用于熔敷带来了新的生机。氩弧 的特点是热量集中.能量密度介于自由电弧和压缩电弧之间, 工件被氨气包围,加热、冷却过程中无氧化、烧损现象,适用 于各种材料。一般实行手工操作,灵活性高。因此,对一些难 以实现激光熔敷的大件(如高压阀阀座)、基体形状复杂件、 野外作业的现场熔敷等,可望采用氩弧热源进行熔敷^[9-11]。

1 试验材料、方法及设备

选用正火态 16Mn 钢作为基体材料,试样尺寸为 50mm× 10mm×10mm,在预置涂层前,基体表面用角磨机和砂纸打磨, 用无水酒精及丙酮清洗去锈除油,封装待用。熔敷材料: Ni60A 自熔合金粉、钛粉、石墨粉和铌粉。将用 AB265 型电 子天平称量好的 Nb、Ti、Ni60A、C 粉末混合,配制成含铌量 分别为 3%、6%、9%三种不同成分(质量分数)的配比,放在容 器中混合并充分研磨、搅拌均匀。用胶水作为粘结剂将上述 混合粉末调成糊状,涂覆于 16Mn 钢试样整个宽度表面,涂层 厚度为 0.5mm-1mm,放置于空气中自然干燥 24h,随后在箱式 烘干炉中烘干 2h,烘干温度为 150 摄氏度,随炉冷却至室温。

随后用焊接机氩弧熔覆,工艺参数为:电流分别为110A、 120A、130A、140A; 气体流量 12L/min; 焊速 8mm/s; 电 压 12V; 熔敷后降至室温,即可得到涂层试样。首先确定最 佳工艺电流,使获得的涂层表面硬度在本实验条件下最大。 然后在最佳工艺电流下研究涂层中含 Nb 量变化对涂层的各 种性能的影响。

利用 DAX—rB 型 X 射线衍射仪和 OXFORD 能谱进行物相 分析;采用 Nephot 型光学金相显微镜和 MX2600FE 型扫描电 子显微镜分析氩弧熔敷层的微观组织。用 MHV2000 型显微硬 度计测量氩弧熔敷试样沿熔敷层层深方向的硬度分布(载荷 1.96N,保载时间 10s)。在 MMS 一 2A 摩擦磨损试验机上进行 涂层的摩擦磨损性能试验,其中,磨损试验力为 200N,下试样 转速为 200r / min,时间为 240min,利用 FC204 型电子天平对 磨损试样前后的重量进行测定(其精度为 0.1mg),并计算磨 损失重,本试验每个配方均取 3 个样品,计算其平均值。

2 试验的最佳工艺研究结果

Copyright © This word is licensed under a Commons Attibution-Non Commercial 4.0 International License.

Education research

第2卷◆第1期◆版本 1.0◆2019年1月 文章类型:论文|刊号(ISSN): 2630-4686

教育研究

当熔覆电流变化时,熔覆涂层硬度呈现先增大后减小的 趋势,如图 1 所示。这是由于:焊接电流过低使得熔敷层很 薄或没有很好熔化,有明显的未熔透的现象,表面硬度的均 匀性较差,熔敷层的显微硬度不高。随着熔覆电流的增大, 热输入量增加,使熔敷层反应完全,晶粒长大的时间短,熔敷 层的组织细小而致密,熔敷层的硬度增高。当电流采用 140A 时,使得基体熔化量明显增多,基体的稀释太大,造成熔敷层 的显微硬度降低。





3 试验结果与分析

3.1 复合涂层与基体结合界面组织特征

不同成分的熔覆层与基体结合的扫描电镜照片如图 2 所示。从图中可以看出,涂层内未见裂纹、气孔、夹渣、未 熔合等明显缺陷。熔覆层与基体表面形成的熔合区晶粒以半 熔化的基体晶粒为核向熔覆层生长,形成与熔合线垂直并指 向熔覆层的柱状晶粒。在结合界面处有一条白色亮带,是因 为熔覆涂层底部温度梯度很高、而成分过冷度又小,生长速 度很小(接近于零)而使得凝固界面以平界面生长的结果。熔 覆层以外沿的生长方式从基体长出,熔覆层与基体呈完好的 冶金结合。



(a) 3%Nb
 (b) 6%Nb
 (c) 9%Nb
 图 2 弧熔覆复合涂层与基体结合区显微组织 SEM 照片
 Fig. 2 SEM image showing the bonding of the
 induction clad composite coating to the substrate
 3.2 复合涂层组织形貌与能谱分析



(a) 3%Nb
 (b) 6%Nb
 (c) 9%Nb
 图 3 不同成分的组织形貌(低倍)
 Fig. 3 Morphology of different components(Low magnification)





图 3、4 为不同成分涂层的低、高倍组织形貌。从图中 可以看出: 熔覆层组织形貌由黑色基体、枝晶间长条状和白 色颗粒组成。随 Nb 含量增加,涂层中颗粒相所占比例减少。 长条状相明显增多且细化。这是由于 Nb 含量较少时,涂层中 Ti 相对增多,生成的 TiC 增多;当含 Nb 量增加时生成的 TiC 相对减少, Nb 起到细化晶粒作用,使长条状细化。



图 5 不同颗粒相的能谱分析 Fig.5 The spectrum of different particles 图 5 为含 Nb 量为 3%的氩弧熔敷层组织的能谱图示,从图 中可以看出, 白色颗粒相主要成分为 Nb、Ti、Cr、Ni 和 Fe。 黑色基体为 Ni、Cr、Mn、Fe、Ti、Si 和 C; 枝晶间的长条相 成分主要为 Ni、Cr、Mn、Fe、Ti 和 Nb。从各相的成分分析可 以看出, 几种相都含有大量的 Fe, 主要原因为由于熔覆时温度 较高, 基体中的 Fe 扩散到涂层中所致。涂层组织中含有 Nb, 是由于熔覆时 Nb 固溶到 TiC 中, 形成(Ti, Nb)C 颗粒所致。

3.3 复合涂层组织组成及相组成

图 5、图 6 为熔覆复合涂层的 XRD 图谱。由于可能存在的 物相晶格常数相近,同时氩弧熔覆熔覆过程是一个典型的快 速凝固过程,使各物相的固溶极限扩大晶格常数发生变化使 得涂层中组织的物相鉴别困难。通过对照 PDF 卡确定:含 Nb% 的复合涂层物相组成为: α -Fe、 γ -Ni、和 Cr23C6。结合能 谱确定,复合涂层中黑色基体为 α -Fe 和 γ -Ni,枝晶间长条状 Cr23C6;含 Nb 量为 3%复合涂层物相组成为: γ -Ni、Cr23C6 和 TiC。结合能谱确定, γ -Ni 为复合涂层中的黑色基体,枝晶间 长条状为 Cr23C6,弥散颗粒相为 TiC 和 (Ti, Nb)C。

XRD 衍射图样的结果分析: 含 Nb 量为 9%的复合涂层中 没有单独的 TiC 颗粒相存在,原因为当涂层中含 Nb 提高 时,Ti 的量相对减少使 TiC 颗粒生成的趋势减

少,很难被检测到;涂层中原位自生 NbC

的自由能高, NbC不能生成, Nb 固溶到TiC中形成了弥散的(Ti, Nb)C颗粒相。含Nb为3%时, Nb 的量相对很少而自由能高, 所以也没有NbC生成。Nb 只是固溶到TiC中, 形成了(Ti, Nb)C颗粒。



Fig. 6 XRD pattern of the argon shielded arc clad composite coating

3.4 熔覆层的硬度和耐磨性

不同成分合金涂层的显微硬度见图 5-1。从图 5-1分析 得:从涂层到基体其显微硬度逐渐降低,复合涂层的最高硬 度较基体提高近 3 倍。Nb 含量的升高,复合涂层的最高硬度 越来越低。原因是:随 Nb 量越来越多,加入的 Ti 量相对就 越来越少,所以形成的 TiC 减少,因而强化颗粒相越来越少, 进而显微硬度下降。沿层深方向的硬度分布可大致为三个区, 分别对应熔覆区(CZ)、稀释区(DZ)和基体的热影响区 (HAZ)[26]。熔覆层的硬度较高为 650~950HV,稀释区为 600~450HV,热影响区为 300HV 左右。熔覆区到热影响区的 硬度是降低的。这是由于熔覆区有 Ni、Cr、B、Si 等元素和 TiC、(Ti,Nb)C 颗粒的固溶强化和弥散强化,使熔覆层具有 较高的硬度; 在稀释区内基体与熔覆区中的元素相互扩散, 使颗粒相相对减少,硬度有所下降; 而热影响区中没有颗粒 相,且受热作用的影响使该区硬度最低。



图 8 1 6 Mn 和复合涂层的相对耐磨性 图 7 氩弧熔覆复合涂层的显微硬度分布

Fig.8 Comparison of wear resistance for 16MnsteelFig.7 Microhardness profile of the argon shielded clad composite coating and argon shielded arc clad coating

图 8 为复合涂层在不同配比下同对摩环对磨时的相对耐磨性。e 相=W / wb (W 为标准试样 16Mn 钢单位时间内的磨损 量,wb 为复合涂层试样单位时间内的磨损量,e 相为该涂层的相对耐磨性),可以看出,复合涂层耐磨性均有提高,且随 (Ti+c)含量的增加其耐磨性显著提高,这说明氩弧熔敷涂层 具有优良的耐磨性能。,经氩弧熔覆处理后,基体材料 16Mn 钢常温耐磨性能得到了大幅度地提高。

图 9 为 16Mn 钢和三种成分复合涂层的摩擦系数与时间 的关系曲线。可以看出:在相同载荷条件下,随 Nb 含量的增 多,涂层的摩擦系数逐渐增大,抗耐磨性越来越弱,但都比基 体摩擦系数小,这是因为复合材料不仅具有良好的顺应性, 而且生成的 TiC 颗粒对基体表面具有良好的抛光作用,因此, 复合材料具有较低的摩擦系数和良好的减摩性能。



图 9 16Mn 和氩弧熔敷层摩擦系数与时间的关系曲线 Fig. 9 Relation between friction coefficient and time for 16Mn and coating under dry sliding condition 如图 10 所示为磨损条件下的磨痕电子扫描 SEM 照片。

可以看出, 氩弧熔覆复合涂层由于耐磨质点 TiC 的存在, 阻碍了磨痕的发展, 磨痕在硬质点前被阻断, 与经显微犁削而变形位移在 TiC 颗粒前堆积的基体金属形成一个阻磨平台

Copyright © This word is licensed under a Commons Attibution-Non Commercial 4.0 International License.

或小丘, 磨痕始于耐磨质点的后面而止与下一耐磨质点前, 犁沟短而浅。而对于基体 16Mn 钢表面磨损较严重, 产生了严 重的塑性变形金属, 由于没有硬质点的存在, 犁沟宽且深而 长, 一直贯彻与整个摩擦面, 没有阻断或断续的现象, 磨损表 面遍布犁沟和片状磨屑脱落的痕迹。其磨损程度我们可以大 致从表面擦伤磨痕的宽度和深度来判断。显然 16Mn 钢表面 擦伤磨痕宽度和深度都比复合涂层大的多, 由此得知, 氩弧 熔覆复合涂层所具备优异的室温干滑动磨损耐磨性能大大 优于母材金属。

氩弧熔覆涂层具备优异室温干滑动磨损耐磨性的原因 分析:氩弧熔覆复合涂层的主要组成相有 TiC,具有很高的 硬度,在接触应力作用下难以变形,因而涂层磨损抗力很高; 具有较高硬度的耐磨增强相 TiC 使涂层具有很高的硬度,对 磨偶件微凸体难以有效压入产生磨料磨损,涂层因而具有较 高的磨料磨损抗力。另外,氩弧熔覆过程中的快速凝固效应, 使得涂层组织细小均匀,具有优良的强度和韧性配合,使涂 层材料在磨损过程中不会产生开裂和显微剥落等现象。受上 述多种因素的影响,使氩弧熔覆复合涂层具备了优异的室温 干滑动磨损耐磨性能。



(a) 16Mn 钢
 (b) 含 Nb 为 3%复合涂层
 图 11 复合涂层和 16Mn 钢磨损表面扫描照片
 Fig. 11 SEM images showing the worn surface of comtx site coating and 16Mn steel

4 结束语

(1)以Ni60A 自熔合金粉、钛粉、铌粉和石墨粉为原料,

采用氩弧熔敷技术,在16Mn钢表面制备出以TiC颗粒为增强 相的原位自生复合涂层。确定了氩弧熔覆的最佳工艺参数: 熔覆电流130A;气体流量12L/min;焊速8mm/s;电压12V;

(2)熔覆涂层与基体结合良好,无气孔、裂纹,呈冶金结合。
(3)通过扫描电镜和 XRD 组织形貌及物相分析,最佳复合涂层由 γ-Ni 枝晶和枝晶间 Cr23C6 相及弥散分布的 TiC 颗粒 相组成。Nb 固溶到 TiC 中,形成(TiC, Nb)C 颗粒。

(4)复合涂层硬度可高达700HV多,由熔敷层至基体表面的显微硬度逐渐降低。在室温干滑动摩擦条件下,涂层具有优异的耐磨性能。随着(Ti+C)含量增加其耐磨性显著提高。最佳耐磨性接近基体9倍。

[参考文献]

[1]王振廷,陈华辉,孙俭峰.原位自生 TiC 颗粒增强金属基复合材料涂层的组织与性能[J].表面改性技术,2006,31(6):57-60.

[2]王永东,刘兴,孟君晟.氩弧原位自生TiC复合涂层组织与 抗磨性能研究[J].兵器材料科学与工程,2008,1131(6):83-85.

[3]王振廷,孟君晟,赵国刚.氩弧熔敷原位自生 TiC/Ni60 复合 涂层的滑动磨损特性[J].粉末冶金技术,2008,26(3):183-186.

[4]孟君晟,王振廷,胡海亭.氩弧熔敷原位自生TiC增强Ni基复 合涂层的显微组织及工艺[J].中国表面工程,2009,221(1):33-36.

[5]赵世海,蒋秀明.16Mn 钢 Ni 基合金激光熔覆层耐冲蚀 性能研究[J].功能材料[J].2007.4(38):3866-3867.

[6]杨森,钟敏霖,刘文今.激光熔覆制备原位 TiC 颗粒强化 Ni 基合金复合涂层的研究[J].航空材料学报,2002,22(1):6-30.

[7]董奇志,张晓宇,胡建东.激光熔覆 Ni 基 TiC 强化复合涂层 中内生 TiC 颗粒的生长机理[J].应用激光,2001,21(4):236-240.

[8] 王振廷,陈华辉,王永东.感应熔覆原位合成 TiC 增强金属 基复合涂层组织与抗磨性能的研究 [J]. 摩擦学学报,2006,26(4):310-313.

[9]王振廷,孟君晟,陈丽丽.感应熔覆原位自生 TiC/Ni 基复合 涂层组织和形成机理[J].材料热处理学报,2007,28(6):99-103.

[10]李刚,杨莉,张娜.高频感应熔覆铁基合金涂层组织及 性能研究[J].材料热处理技术,2009,38(18):95-98.