

# 滞留气体对镍基 HVOF 喷涂层腐蚀行为的影响

赵卫民<sup>1,2</sup>, 王勇<sup>1</sup>

(1. 中国石油大学 机电工程学院, 山东 东营 257061;

2. 西安交通大学 材料科学与工程学院, 西安 710049)

**摘要:** 将 HVOF 方法制备的 NiCrBSi 合金涂层在真空炉中加热到 600 ℃保温 2 h, 采用 EIS(电化学阻抗谱)技术研究热处理前后涂层在 3.5% NaCl 溶液中腐蚀行为随时间的变化情况。结果表明, 喷涂过程中滞留在涂层中的气体对涂层的腐蚀行为影响很大。滞留气体可以提高涂层的电极电位和腐蚀抗力, 其影响超过涂层组织结构的影响。不过, 滞留气体的影响是短期行为, 由于气体不断溶解到介质中或以气泡形式进入介质, 喷态涂层的腐蚀电位和界面反应电阻在浸泡初期急剧降低, 涂层的耐蚀性最终由涂层的组织结构决定。提高涂层的致密性是提高涂层耐蚀性的有效途径。

**关键词:** 超音速火焰喷涂; 金属涂层; 腐蚀; 气体; 热处理

中图分类号: TG174. 442 文献标识码: A 文章编号: 0253-360X(2007)02-099-05

赵卫民



## 0 序 言

镍基涂层一般用于存在磨损、氧化和热腐蚀的场合, 目前广泛应用于石油化工行业。镍基自熔合金多采用喷熔方法进行沉积, 但是喷熔存在着效率低、基体因发生高温相变而性能恶化、残余应力大和工件易变形等固有问题。鉴于此, 有人开始研究直接采用超音速火焰喷涂(HVOF)方法获得镍基自熔合金耐磨涂层<sup>[1]</sup>。不过, 构件的破坏常常是磨损和腐蚀共同作用的结果, 如抽油井管杆的偏磨破坏, 耐磨涂层还需满足耐蚀性要求。目前出于对喷涂层中存在孔隙等缺陷的顾虑, 研究处于水介质环境中的阴极性金属涂层的报道比较少。HVOF 的喷涂效率高, 涂层孔隙率极低, 厚涂层可以实现自封孔。作者研究了 HVOF 镍基喷涂层在各种水介质中的耐蚀性<sup>[2]</sup>, 发现镍基喷涂层在碱溶液中的耐蚀性与同种材料喷熔层在盐溶液中的耐蚀性相当, 耐蚀性优异。通过调整喷涂工艺参数, 亦可将喷涂层耐盐溶液的腐蚀抗力提高到喷熔层的 1/3。孔隙是影响涂层耐蚀性的关键因素, 它不仅为腐蚀的发生和发展提供了条件<sup>[3]</sup>, 而且为喷涂过程中进入涂层的气体提供了滞留场所。利用 EIS(电化学阻抗谱)技术研究了真空热处理前后 NiCrBSi 涂层在 3.5% NaCl 溶液中的腐蚀失效过程特点, 发现喷涂过程中滞留在涂层中的气体对涂层的腐蚀行为有重要影响。根据目前掌握的国内外资料, 未发现有阐述气体影响的相关

文献报道。

## 1 试验材料和方法

基体材料选用 Q235 钢, 尺寸为 45 mm × 30 mm × 5 mm。喷涂材料为粒径 76~50  $\mu\text{m}$  的 Ni-Cr-B-Si 自熔合金粉末, 硬度在 25 HRC 左右。碳钢试样首先经丙酮清洗去油和喷砂处理, 然后采用 CH-2000 型 HVOF 系统制备涂层。喷涂参数为氧气工作压力 0.55 MPa, 流量 482.5 L/min; 丙烷工作压力 0.35 MPa, 流量 33.9 L/min; 氮气工作压力 0.4 MPa, 流量 22 L/min; 喷涂距离固定在 200 mm。涂层厚度为 0.5 mm 左右。将部分涂层包覆钢在真空下加热到 600 ℃并保温 2 h, 随炉真空中冷却, 真空度优于 0.01 Pa。将待测试涂层表面打磨、抛光, 用去离子水冲洗干净后丙酮脱脂, 干燥后备用。

采用典型的三电极体系, 研究电极为涂层试样, 辅助电极为铂铑合金, 参比电极选用 Ag/AgCl 电极。腐蚀介质为 3.5% NaCl 溶液, 用恒温水浴控制在 30 ℃±1 ℃。试样暴露面积 1  $\text{cm}^2$ 。EIS 谱测量采用美国 Perkin-Elmer 公司生产的 M283 恒电位仪与 M1025 频率响应仪, PowerSuite 软件进行数据采集, ZsimpWin Version 2.00 软件进行图谱分析。

## 2 试验结果与分析

### 2.1 涂层中的气体

滞留在涂层中的气体来源包括焰流气体、喷涂

材料和周围空气。涂层制备过程中使用丙烷( $C_3H_8$ )作燃气, 氧气作助燃气体。喷涂金属材料一般采用中性火焰, 即燃料—氧气充分燃烧的状态<sup>[4]</sup>。丙烷—氧气完全燃烧时, 发生放热化学反应, 即  $C_3H_8 + 5O_2 = 3CO_2 + 4H_2O$ 。在火焰高温下(约  $2800^{\circ}C$ ), 部分  $CO_2$  和  $H_2O$  可发生分解<sup>[5]</sup>, 生成一氧化碳和氧气或者氢气和氧气。火焰温度下部分氢气还可以进一步分解成原子状态的氢<sup>[5]</sup>。送粉气体氮气在火焰温度下以分子态形式存在。喷涂材料对气体组成的贡献主要是水。当然气体来源中也会包括部分由于空气侵入而增加的氮气和氧气, 但是由于 HVOF 喷涂的高速特点, 大气对喷涂过程的影响非常小。综上所述, 喷涂过程中构成焰流的气体应包括  $C_3H_8$ ,  $O_2$ ,  $N_2$ ,  $CO_2$ ,  $H_2O$ ,  $CO$  和  $H_2$  及  $H$ 。

由于氧气充足, 燃气在枪筒内可得到完全燃烧, 因此丙烷应该不会进入涂层。氧气活性很强, 能使金属发生氧化。在 Fe, Ni 等金属中所生成的氧化物能溶解到相应的金属中, 但室温下溶解度极低, 几乎全部以氧化物形式存在。氧化物既可以夹杂形式存在, 也可以膜的形式包覆在扁平化颗粒表面。涂层含氧量一般是指总含氧量而言, 既包括溶解的 O, 也包括金属氧化物中的 O。Ni 是一种不与氮发生作用的金属, 既不溶解氮, 又不形成氮化物, 因此喷涂过程中用氮作送粉气体。不过, HVOF 喷涂过程中粒子飞行速度很快, 可能会裹带部分氮进入涂层。喷粉中的 Fe, Si, Cr 等能与 N 形成稳定的氮化物, 但氮气在火焰温度下并不会分解成氮原子, 喷涂涂层 XRD 相分析中也没有发现氮化物。 $CO_2$  高温下的氧化性很强, 最有可能进入涂层的是一氧化碳气体。 $H_2O$  既增氢又增氧, 氢气有可能存在于涂层金属中, 而未分解的水蒸汽也可直接进入涂层。不过, 喷涂过程中能溶解到熔化或半熔化状态的颗粒中的只能是原子状态的 H, 其它呈分子状态自由存在的气体则多以颗粒裹带的方式在涂层形成过程中被封在涂层的缺陷中。因此, 可能进入涂层的气体是以氧化物形式存在的 O, 以分子态形式存在于涂层缺陷中的  $N_2$ ,  $CO$ ,  $H_2O$  和  $H_2$ , 以原子状态溶解在金属中的 H。

通过甘油扩散气体试验从刚喷制好的试样中搜集到了扩散出的氢气, 证实了气体在涂层中的存在。从理论上来讲, 只有气体原子才能在金属晶格中扩散。随放置时间的延长, 气体原子一部分扩散出涂层表面, 一部分扩散至涂层缺陷处并形成分子态气体滞留下来。试验所用试样至少放置 3 d 后进行各种腐蚀性能测试, 除氧外其它气体均以分子态形式

滞留于涂层缺陷。Harvey<sup>[6]</sup> 等人已经具体指出降低喷态 Ni—Cr 基合金 Inconel625 的整体含氧量对提高涂层的耐蚀性至关重要, 文中只讨论其它几种以自由态形式存在的气体。

如果能够采取措施驱除涂层中滞留的气体, 通过比较涂层腐蚀行为的变化就可以分析气体对涂层腐蚀行为的影响。研究表明, 腐蚀介质侵入喷态涂层内部的路径是由涂层中存在的孔隙、微裂纹、夹杂、颗粒间界面或层状组织明显的区域所构成的<sup>[3]</sup>, 这些区域同样可为气体的扩散提供路径。将喷态涂层在真空炉中进行加热处理, 然后在真空炉中随炉冷却。假设孔内气体为理想气体, 则  $pV = nRT$ , 其中,  $p$  为气体压强;  $V$  为气体所占的体积;  $n$  为气体的摩尔数;  $R$  为摩尔气体常数;  $T$  为温度。进行热处理时, 孔隙内的气体压力增大, 涂层内的气体会在金属内迁移。部分气体逸出涂层, 部分在迁移过程中聚结碰撞发生长大。残留在涂层内的气体量与热处理外界气氛、温度、保温时间以及涂层厚度等有关。涂层外界的气体压力越小(如在真空室中), 越有利于涂层内的气体向外逸出, 因此在真空室中进行足够长时间的加热处理至少可起到驱除涂层表层滞留气体的作用。

## 2.2 涂层电极的腐蚀电位变化特点

将覆盖在碳钢基底上的喷态涂层和热处理涂层分别与盐溶液接触, 其腐蚀电位随时间的变化情况如图 1 所示。喷态涂层的电极电位在与腐蚀介质接触的初期迅速下降, 在  $-350$  mV 左右趋于平缓, 随后随时间延长进一步下降; 热处理涂层, 起始电位为  $-362$  mV, 在与腐蚀介质接触的初期先上升, 随后迅速下降, 最后趋于平缓, 稳定在  $-550$  mV 左右。 $-350$  mV 左右是同种喷涂材料喷熔层的电位, 说明喷态涂层接触腐蚀介质初期的腐蚀电位高于同种材料喷熔层的电位, 而经热处理的涂层起始电位与喷熔层的大体相当。

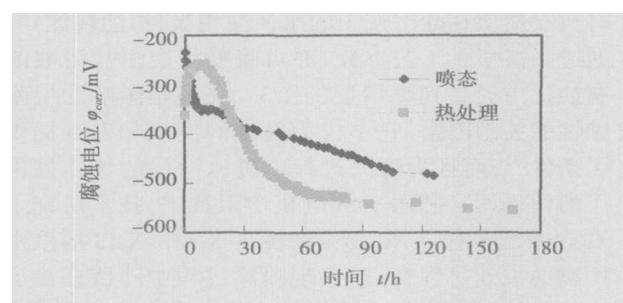


图 1 镍基涂层在盐溶液中腐蚀电位随时间的变化关系  
Fig. 1 Relationship of corrosion potential of NiCrBSi coating in 3.5% NaCl solution with time

喷态涂层初始电位高于同种材料喷熔层的电位,分析认为是涂层内存在大量气体引起的。气体对金属/介质界面双电层结构的影响如图2所示。电极电位的高低由离子双电层结构两侧的电荷密度决定,对于负电性金属,双电层两侧的电荷密度越大,电极电位越低。存在气体的涂层局部,由于接触气体的部位金属离子不能发生水解进入溶液,导致此位置的电荷密度减小,连带整体涂层金属的电位升高。但是,气体的影响与钝化膜等机械隔离情况不同,气体的影响是短期行为,涂层电位迅速降低。气体在介质渗透过程中作用逐渐减弱,一是气体在水溶液中有一定的溶解度,部分气体可溶解到介质中;二是如果介质对金属的润湿性很强,介质经过一定时间可将不能溶解的气体以气泡的形式驱除进入介质。气体溶解到介质中如果影响介质的酸碱度,也会对电位产生影响。不过滞留气体中并无能够改变pH值的物质,因此对电位的影响机制只是机械隔离作用。当电极电位低于同种材料喷熔层的电位继续下降时,则是由于腐蚀电位低的碳钢金属(电位-650~-700 mV)开始参与电化学反应的结果。喷态涂层经过真空热处理后,滞留气体被驱除,不再有气体对涂层电位产生影响,热处理涂层最初电位与喷熔层的大体相当,充分证明上述针对气体影响的分析是正确的。

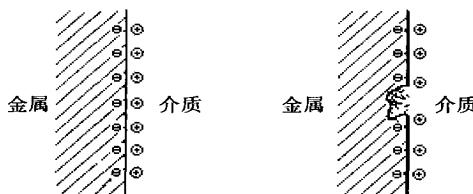


图2 负电性金属电极与介质间的离子双电层结构

Fig. 2 Electrochemical double layer at interface between electrode and electrolyte

观察图1还可以发现,对应喷态涂层电位迅速降低的阶段,正是经热处理的涂层电位升高的阶段。这说明,腐蚀介质在喷态涂层中的渗透阶段中,除了涂层内的气体外还有其它因素对涂层电位产生重要影响,而气体溶解导致电位降低的影响程度更大。

### 2.3 涂层EIS谱的变化特点

将真空热处理前后的涂层与盐溶液接触,其EIS谱随时间延长呈现不同的变化规律。

#### 2.3.1 初始浸泡期

喷态涂层和热处理涂层分别与3.5% NaCl溶液接触立即测试得到的EIS谱示如图3所示,两者

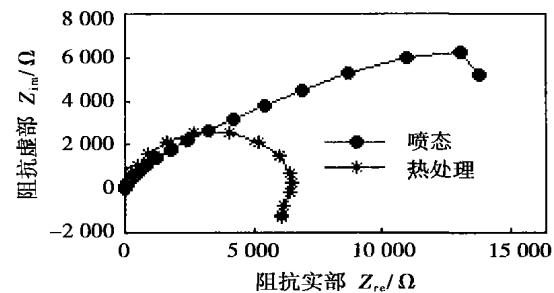


图3 涂层在3.5% NaCl溶液中的Nyquist图

Fig. 3 Nyquist plots of coating in brine

存在很大的不同。

喷态涂层腐蚀体系具有双容抗弧特征,金属与腐蚀介质间含有两个反应界面(图3)。“涂层表面/介质”之间存在一个界面,另一界面的性质则需要进行分析。高频时,电流均匀分布在整个测试面上,高频峰反映出涂层金属的整体特征;低频时,电流集中在局部进行,反映出局部腐蚀的效果。腐蚀介质不可能在极短的时间内通过孔隙率较低的HVOF喷涂层与碳钢基底接触,因此第二个界面不是“碳钢/介质”界面。将相同材料熔覆的喷熔层放入盐溶液中测得的Nyquist图中只有一个半圆,说明镍基喷涂层与腐蚀介质接触后发生的第二个界面反应完全是由于喷涂层特有的组织特征引起的。与喷熔层致密的冶金组织不同,喷涂层中存在扁平颗粒间的间隙、孔隙以及滞留气体等,这些破坏了喷涂层的组织均匀性。发生局部腐蚀可以引发第二个界面反应,但孔隙内外的金属相同,短时间内孔内外的介质不会发生明显变化。表面钝化膜的不完整会产生“金属/介质”、“钝化膜/介质”两个反应界面<sup>[7]</sup>,但镍基涂层在中性盐溶液中表面只产生吸附膜<sup>[2]</sup>,吸附膜覆盖率和厚度变化会使EIS图谱中出现感抗弧而不是容抗环<sup>[8]</sup>。滞留在涂层孔隙中的气体与介质间存在界面,这些气体机械地将孔内金属与介质隔开,相当于孔内金属与介质间存在一气态“钝化膜”,因此涂层接触腐蚀介质初期的第二个界面是涂层中的滞留气体引起的。

滞留气体能否形成第二个容抗环与电极所接触的腐蚀介质有关。将喷态涂层与pH值为3的3.5% NaCl溶液接触,立即测试得到的EIS谱中只有一个容抗环(图4),说明涂层金属与介质间只有一个反应界面。在酸性盐溶液和中性盐溶液中用的涂层是同时喷制的,涂层组织和气体含量大致相同,气体的影响不明显是由于酸性介质腐蚀性强,对金属的润湿性好,介质可容易地沿孔壁进入孔隙内,气

体很快被溶解或以气泡形式排出。

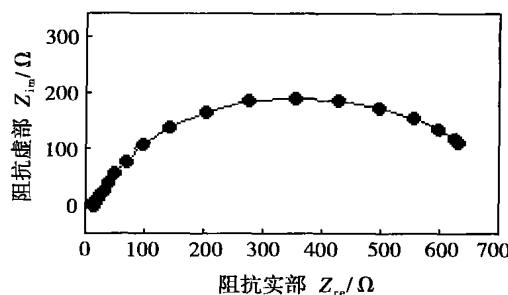


图 4 喷态涂层在酸性盐溶液的 Nyquist 图

Fig. 4 Nyquist plot of as-sprayed coating in acidified 3.5% NaCl solution

加热处理过的涂层, 其 Nyquist 图呈单一阻抗半圆弧, 低频区存在明显的电感频响行为(图 3)。一个阻抗半圆弧反映热处理涂层与介质间只存在一个反应界面, 滞留气体的影响消失。

### 2.3.2 涂层局部腐蚀期

随时间延长, 热处理涂层腐蚀体系其 EIS 谱上除高频区的容抗环外, 低频区出现第二个容抗环, 如图 5a 所示, 说明涂层表面发生了明显的局部腐蚀。热处理涂层腐蚀体系在整个点蚀发生期的 Nyquist 图只有高频环和低频环的大小发生变化, 其它变化

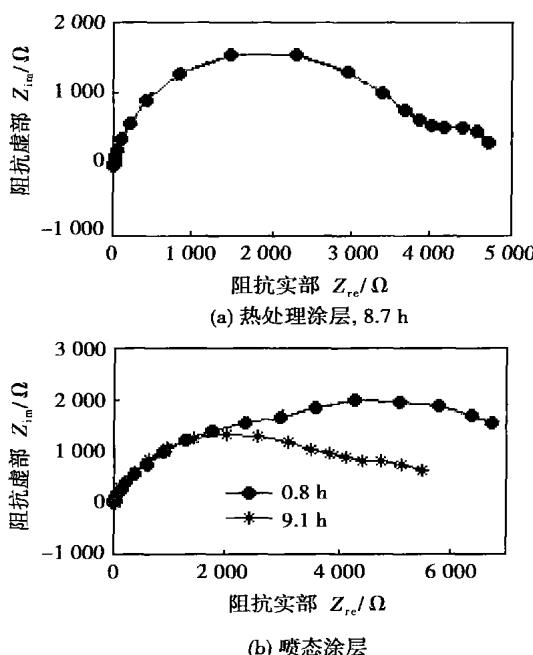


图 5 NiCrBSi 涂层包覆钢暴露于 3.5% NaCl 溶液中不同时间的 Nyquist 图

Fig. 5 Nyquist plots of NiCrBSi coated steel in 3.5% NaCl solution

不大。

喷态涂层在盐溶液中其 EIS 谱随时间是变化的(图 5 b), 气体在最初阶段影响较大, 使低频区容抗弧高于高频区容抗弧, 随时间延长其影响逐渐弱化。将图 5a 与图 5b 对比可以发现, 尽管介质向涂层内渗透过程中滞留气体对腐蚀体系的 EIS 谱形状有较为明显的影响, 但 Nyquist 图上一直为两个容抗弧, 并且随着气体向介质中的不断溶解, 喷态涂层的 Nyquist 图形状最终与热处理后的涂层趋于一致。这说明, 滞留气体只可能影响电化学界面反应的速度, 而对界面反应的特点没有明显影响。

对于给定材料的涂层而言, 影响涂层/介质界面反应特点的因素主要是涂层的组织结构。气体的存在对界面反应没有明显影响, 但使涂层的耐蚀性有所提高。考察进行去气热处理前后涂层与盐溶液接触 10 h 内的耐蚀性, 结果如图 6 所示。可以看出, 去气处理后的涂层其耐蚀性随腐蚀时间的延长先增大后减小, 反映出镍基涂层先因表面钝化耐蚀性上升, 而后因为局部坑蚀逐渐严重而导致电极耐蚀性下降的趋势。喷态涂层的耐蚀性因其内部气体的影响, 起始界面反应电阻很高, 随后因气体随时间的延长不断溶解到腐蚀介质中, 耐蚀性降低。5.8 h 后, 气体的影响基本可以忽略, 热处理前后涂层的耐蚀性基本一致。

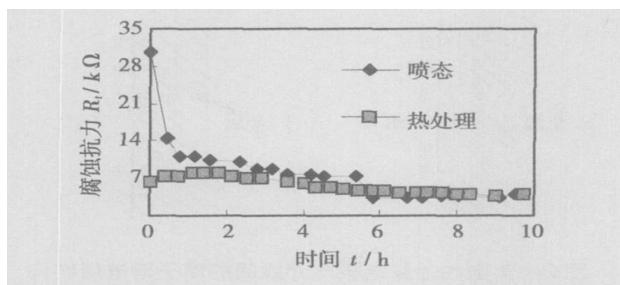


图 6 热处理对处于盐溶液中的 NiCrBSi 涂层腐蚀抗力的影响

Fig. 6 Effects of heat treatment on corrosion resistance of NiCrBSi coating in brine

气体对涂层腐蚀行为的影响程度和时间长短与孔隙的大小直接相关。研究表明, 当孔隙较大(截面大于介质的扩散路径)时介质可以很容易地进入孔内, 孔内气体被溶解或以气泡形式进入介质, 气体的影响可以忽略; 当孔隙较小时, 孔内气体被孔口液膜封住, 孔内金属的润湿需要一定的时间, 气体的影响明显。当孔隙极小时, 滞留在涂层中的气体量虽然

[下转第 107 页]

在质量分数 5.0%HCl 溶液中电化学抗腐蚀能力大小顺序为母材> MIG 焊缝> TIG+M 焊缝> TIG 焊缝。由此可知 TIG 焊缝的抗腐蚀能力最弱。

(2) 由 Tafel 曲线可以看出, 9.8%H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 溶液中的钝化区间在 0~0.8 V 之间, 钝化区较长, 而 5.0% HCl 溶液中的钝化区间在 -0.1~0.1 V 之间, 钝化区间很短暂, 且随着电位的升高, 电流迅速加大, 所以 SUS316 不锈钢在盐酸溶液比硫酸溶液中抗腐蚀性能差。

(3) SUS316 奥氏体不锈钢 TIG, MIG 和 TIG+M (H0Cr19Ni12Mo3) 焊缝抗晶间腐蚀性能的大小顺序为母材> TIG+M 焊缝> MIG 焊缝> TIG 焊缝, 这与 9.8%H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 溶液中电化学腐蚀试验结果相同。

## 参考文献:

[1] 张巍, 田虹, 李久青. 应用恒电位仪测试技术检测奥氏

体不锈钢晶间腐蚀敏感性[J]. 腐蚀科学与防护, 1997, 9(4): 298—299.

- [2] Erich Folkhard. 不锈钢焊接冶金[M]. 栗桌新, 朱学军译. 北京: 化学工业出版社, 2004.
- [3] Suutala N. Effect of solidification conditions on the solidification mode in austenitic stainless steels[J]. Metallurgical Transactions A, 1983, 14A(2): 191—197.
- [4] Boothby R M. Solidification and transformation behaviour of niobium-stabilized austenitic stainless weld metal[J]. Materials Science and Technology, 1986, 2(1): 78—87.
- [5] 胡钢, 许淳淳, 张新生. 304 不锈钢在闭塞溶液中钝化膜的组成与结构性能[J]. 北京化工大学学报, 2003, 30(1): 21—22.
- [6] 彭补之. 硅对奥氏体不锈钢腐蚀电化学行为和电子结构的影响[J]. 材料保护, 2002, 38(2): 176—182.

**作者简介:** 张俊旺, 男, 1979 年出生, 工学硕士。主要从事焊接工艺与性能的研究工作, 发表论文 2 篇。

Email: wwx@public.ty.sx.cn

## [上接第 102 页]

减少, 但气体的机械阻隔作用明显, 涂层致密抗介质渗透能力增强。从这个角度考虑, 采取措施提高涂层的致密性是提高涂层耐蚀性能的最佳途径。作者在这方面亦做了些研究, 将另文阐述。

## 3 结论

(1) 涂层内的气体对涂层的自然腐蚀电位有重要影响, 可以提高涂层的电极电位, 其影响超过涂层组织结构的影响。

(2) 涂层内的气体有利于提高涂层的腐蚀抗力, 其影响超过涂层组织结构的影响。不过, 涂层内的气体影响是短期行为, 涂层的耐蚀性最终由涂层的组织结构决定。

(3) 涂层内的气体对涂层与介质界面反应类型没有影响, 界面反应由涂层的组织特征决定。提高涂层的致密性是改善涂层腐蚀行为的关键。

## 参考文献:

[1] Miguel J M, Guilemant J M, Vizcaino S. Tribological study of NiCrB-

Si coating obtained by different processes[J]. Tribology International, 2003, 36: 181—187.

- [2] Zhao Weimin, Wang Yong, Han Tao, et al. Electrochemical evaluation of corrosion resistance of NiCrBSi coatings deposited by HVOF [J]. Surf. Coat. Technol., 2004, 183: 118—125.
- [3] Zhao Weimin, Wang Yong, Dong Lixian, et al. Corrosion mechanism of NiCrBSi coatings deposited by HVOF [J]. Surf. Coat. Technol., 2005, 190: 293—298.
- [4] 高荣发. 热喷涂 [M]. 北京: 化学工业出版社, 1992.
- [5] 周振丰, 张文钺. 焊接冶金与金属焊接性 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1990.
- [6] Edris H, Mccartney D G, Sturgeon A J. Microstructural characterization of high velocity oxy-fuel sprayed coatings of Inconel 625 [J]. J. Mater. Sci., 1997, 52(4): 863—872.
- [7] 蒋太祥, 吴辉煌, 毛秉伟, 等. 化学镀镍磷合金在 NaOH 溶液中的电化学腐蚀行为[J]. 应用化学, 1999, 16(3): 21—24.
- [8] 许淳淳, 徐瑞芬, 欧阳维真, 等. 用交流阻抗法研究形变诱发马氏体相变的 1Cr18Ni9Ti 不锈钢在酸性 NaCl 溶液中的孔蚀敏感性[J]. 腐蚀科学与防护技术, 1997, 9(2): 95—102.

**作者简介:** 赵卫民, 女, 1970 年出生, 工学博士, 副教授。主要从事焊接工艺、表面工程及腐蚀防护方面的教学与科研工作。获国家发明奖 1 项, 省部级奖 4 项, 出版教材 1 部, 发表论文 20 余篇。

Email: zhaowm@mail.hdpu.edu.cn

in the electroslag welding of blast furnace steel. The metallographs show that a grain refined joint is produced. The residual stress and side bend property were carried out in different vibratory conditions (0.3 and 6 m/s<sup>2</sup>). Welding deformations is a very serious problem in welding of H-section steel. The welding deformation of the H-sections of the test have fully proved that vibratory conditioning technology can effectively reduce residual stress and improve the comprehensive properties of welded joints and reduce the residual welding deformation which guarantee the production quality.

**Key words:** vibratory welding; side bend; H-section steel; welding deformation

**Effect of granular bainite in microstructure after welding on impact toughness for micro calcium steel** JIA Kunming, ZHAO Hongyun, GAO Cairu, WANG Guodong (State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110004, China). p95—98

**Abstract:** The effects of technology parameters of simulated welding thermal cycle (cooling time  $t_{8/5}$ ) on microstructures and impact toughness of CGHAZ in micro calcium steel were studied. The M—A constituents in granular bainite were etched by Lepera reagent. The pattern, quantity and distribution of M—A constituents with different  $t_{8/5}$  were studied in optical microscope and TEM. The research shows that when the cooling rate is lower the M—A constituents are baccillary and directional, when the cooling rate is higher the M—A constituents are granular and direction-free. When  $t_{8/5} = 40$  s the impact toughness is better than other cooling time.

**Key words:** simulated welding thermal cycle; granular bainite; M—A constituents; toughness

**Effects of gas trapped in nickel alloy coating on corrosion behavior of coating deposited by HVOF** ZHAO Weimin<sup>1,2</sup>, WANG Yong<sup>1</sup> (1. School of Mechanical and Electrical Engineering, China University of Petroleum, Dongying 257061, Shandong, China; 2. School of Material Science and Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China). p99—102, 107

**Abstract:** The NiCrBSi alloy powders were sprayed to a steel substrate using high velocity oxy-fuel (HVOF) after which some coatings were heat treated at 600 °C in vacuum for 2 hours, and corrosion behavior of the as-sprayed coating and heat-treated coating in 3.5% NaCl aqueous solution was investigated using electrochemical impedance spectroscopy. The results show that effects of gas trapped in nickel alloy coating on corrosion potential and corrosion resistance of the coating are great. The corrosion potential of as-sprayed coating is higher than that of the gas-removed coating which has been heat-treated in vacuum, because the gas can decrease the electric charge density in electrochemical double layer thus heighten the corrosion potential. The coating can be densified by heat-treatment, but the corrosion resistance of as-sprayed coating is higher than that of the heat-treated coating, so the effects of gas on corrosion resistance are greater than that of microstructure. However, the influence of gas is short-term and the corrosion potential and corrosion resistance decrease dramatically at the early stage of corrosion. The corrosion behavior of coating is determined by microstructure finally.

**Key words:** high velocity oxy-fuel spraying; metallic coating; corrosion; gas; heat treatment

**Electrochemical corrosion properties for weld metal of austenitic stainless steel** ZHANG Junwang<sup>1</sup>, WANG Wenxian<sup>1</sup>, HUANG Yanping<sup>2</sup>, WANG Baodong<sup>2</sup>, LIU Xu<sup>1</sup> (1. School of Material Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China; 2. Shanxi Zhongtong High-tech Co., Ltd, Taigu 030800, Shanxi, China). p103—107

**Abstract:** The electrochemical corrosion property of weld metal of the austenitic stainless steel SUS316 in TIG welding, MIG welding and TIG welding with welding wire (TIG+M) were tested with PASTAT30 type potentiostat. The results show that corrosion resistance of weld metal in TIG welding is the least compared with base metal and welded metal in MIG welding and TIG welding with H0Cr19Ni12Mo3 welding wire not only in 5% HCl but also in 9.8% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. And the order of electrochemical corrosion resistance in 9.8% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> is base metal, welded metal in TIG+M, MIG welding and TIG welding. The order in 5% HCl is base metal, welded metal in MIG welding, TIG+M and TIG welding. Passivation zone in H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> is more length than which in HCl, so corrosion resistance of the austenitic stainless steel in H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> is better than which in HCl. Huey test was also carried out, and the result of this test was coincident with the result of the electrochemical corrosion test in 9.8% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>.

**Key words:** austenitic stainless steel SUS316; tungsten inert gas welding; weld metal; electrochemical corrosion resistance

**Preparation methods of particle reinforced surface metal matrix composites** ZHAO Minhai, GUO Mianhuan, FENG Jicai, LIU Aiguo (State Key Laboratory of Advanced Welding Production Technology, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China). p108—112

**Abstract:** Preparation methods of particle reinforced surface metal matrix composites were classified according to the thermal sources used and the feeding of reinforcing ceramic particles. Hard-facing, laser cladding, laser melt injection and plasma melt injection were introduced, and the virtues and defects of all the methods were discussed. Metallurgical bonding between the substrate and the coating could be achieved with hard-facing, and it was very effective. Energy input could be controlled precisely in laser cladding process and the cooling rate was high, so the thermal distortion was very little. While, cracks always appeared in the hard-facing and laser cladding process. Laser melt injection was not restricted by the weldability of the substrate, and coatings with uniformly distributed strengthening phases could be achieved with it, so cracks could be avoided in the laser melt injection process. The plasma melt injection process was similar to the laser melt injection process, and gradient composites with strengthening phases varying from 0 to 100% could be achieved with it. Cracks caused by unevenly distributed strengthening phases could be avoided. The investment for the plasma melt injection process was very low, and it was cost effective.

**Key words:** particle reinforced; surface metal matrix composites; preparation methods