

镍基自熔合金激光熔覆层和喷焊层的组织与性能对比

冯旭东, 袁庆龙, 曹晶晶, 苏志俊

(河南理工大学材料科学与工程学院, 焦作 454000)

摘要: 对 Ni60 镍基自熔合金激光熔覆层和喷焊层的表面形貌、显微组织、硬度和耐腐蚀性能等进行了对比分析。结果表明: 激光熔覆层的表面成型性比喷焊层的好; 大部分激光熔覆层组织处于非平衡、亚结晶状态, 且具有强、韧两相微观结构特征; 喷焊层组织中富含碳化物等硬质相; 激光熔覆层和喷焊层与基体均能形成冶金结合; 喷焊层的平均硬度比激光熔覆层的高, 但其分布并不均匀; 激光熔覆层的耐腐蚀性能优于喷焊层的。

关键词: 激光熔覆; 喷焊; Ni60 合金; 耐腐蚀性能

中图分类号: TG665; TU512.9

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2010)11-0073-06

Microstructure and Properties Comparison of Laser Cladding Layer and Spraying Layer of Ni-Based Self-Fluxing Alloy

FENG Xu-dong, YUAN Qing-long, CAO Jing-jing, SU Zhi-jun

(College of Materials and Engineering, Henan Polytechnic University, Jiaozuo 454000, China)

Abstract: The surface morphology, microstructure, micro-hardness and corrosion resistance of the laser cladding layer and spraying layer of the Ni60 Ni-based self-fluxing alloy were analyzed and compared. The results show that the surface forming performance of the laser cladding layer was better than that of the spraying layer. The microstructure of the laser cladding layer was mostly in non-equilibrium and sub-crystalline state, and had a strong and tough two-phase microstructure characteristics. The microstructure of the spraying layer was rich in the hard phase of carbides. Both the laser cladding layer and the spraying layer could get a metallurgy bonding with the substrate. Although the average micro-hardness of the spraying layer was higher than that of the laser cladding layer, its distribution was not uniform. And the corrosion resistance of the laser cladding layer was superior to that of the spraying layer.

Key words: laser cladding; spraying; Ni60 alloy; corrosion resistance

0 引言

传统的表面改性技术, 如渗碳、渗硼和氮化等, 均不同程度地存在着处理周期长、渗层薄和工件易变形等缺点; 利用热喷涂技术制备的涂层存在着组织结构疏松、孔隙率高、与基体的结合强度不高等缺点^[1]。而传统的喷焊、喷涂、堆焊等表面熔覆改性技术的自动化程度低, 受人为因素影响较大, 致使组织和性能及涂层厚度不均匀, 都严重影响了表面改性的效果。

近 30 a 来, 表面改性技术获得了飞速发展。利用激光表面改性技术在低碳钢表面形成耐磨、耐蚀和抗氧化的表面涂层, 可以弥补低碳钢的不足^[2]。激光熔覆是经济效益较高的一种新的表面改性技术, 它不仅可使涂层与基体实现冶金结合, 而且涂层的厚度可在几微米到几毫米之间变化, 是提高零件表面耐磨性的有效手段^[3], 主要用于大型、贵重设备失效部位的修复和在廉价材料表面熔覆^[4]。因其熔覆层具有特殊的组织结构、与基体结合牢靠、稀释率偏低、热影响区较小等优点^[5], 已受到国内外学者们的广泛关注。常用的激光熔覆材料有纯金属(如钨、钼、铝、铜、镍等)、合金(如铝-镍、镍-铬、钛-镍、镍-铬-铝等)和陶瓷(如 Al_2O_3 、 ZrO_2 、WC、TiC、 Cr_3C_2)等。此外, 随着近年来复合材料的兴起, 激光熔覆材料逐

收稿日期: 2009-10-27; 修订日期: 2010-06-03

基金项目: 山西省回国留学人员科研基金资助项目(2007-34)

作者简介: 冯旭东(1985-), 男, 河南登封人, 硕士研究生。

导师: 袁庆龙教授

渐由单一的纯金属、合金、陶瓷等逐渐向复合材料转变。镍基合金具有较高的强度、硬度与良好的耐磨性、耐蚀性等综合性能。国内外许多学者对 Ni60 合金激光熔覆层的耐磨性做了大量研究工作,并取得了一些成果,但对其耐蚀性的研究却鲜有报道。作者采用激光技术在 Q235 钢表面制备了 Ni60 合金熔覆层,并与喷焊层的组织特征、硬度分布和耐腐蚀性能进行了对比。

1 试样制备与试验方法

试验基体材料为山西丰泽金属材料有限公司产 Q235 钢,尺寸为 50 mm×50 mm×8 mm,其化学成分(质量分数/% ,下同)为 0.14~0.22C, 0.30~0.65Mn, ≤0.30Si, ≤0.050S, ≤0.045P;激光熔覆合金粉体为上海金斌金属粉末有限公司产 Ni60 镍基自熔合金粉体,粒径 110~160 μm;其化学成分为 0.1~0.2C, 3.0~5.0Cr, 0.3~0.8B, 2.0~3.0Si, ≤5Fe, 余 Ni。

采用 QH-1/h 型喷焊两用型喷枪制备喷焊层,试样表面经喷砂、预热处理,预热温度 200~300 ℃。其工艺参数:氧气压力为 0.45 MPa,氧气流量为 1 000 L·h⁻¹,乙炔压力为 0.07 MPa,乙炔流量为 950 L·h⁻¹;垂直试样表面进行喷涂,最佳喷涂距离为 200 mm,喷枪与工件相对运动速度为 350~450 mm·s⁻¹,直至涂层表面出现“镜面反光”现象,空气中自然冷却,喷焊层厚约 600 μm。

采用同步送粉法和 HUST-JKR5170 型 CO₂ 气体激光器进行激光熔覆,多模输出;用氩气保护熔池并作为送粉气体;激光功率为 2.5 kW,扫描速度为 6 mm·s⁻¹,光斑直径为 3 mm,送粉量为 12~15 g·min⁻¹,离焦量为 20 mm,搭接率为 33%,熔覆层厚约 500 μm。

按常规方法制取金相试样,腐蚀液为王水。用 Olympus SZ61 型低倍光学显微镜观察涂层表面形貌;用 Olympus GX51 型光学显微镜观察涂层截面显微组织,取样位置为熔覆层横向,与扫描方向垂直;用 INCA-ENERGY 250 型能谱仪(EDS)进行线扫描,扫描方向垂直于界面;用 401MVD 型数显显微维氏硬度计测定显微硬度,载荷为 1.96 N,加载时间为 10 s,取 3 点平均值。

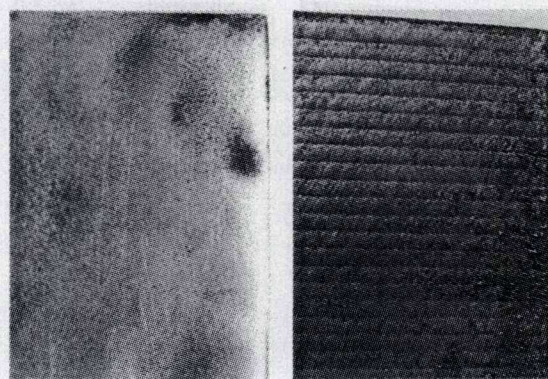
用 CS350 型电化学工作站进行电化学测试,溶液温度维持在 20 ℃左右,试样浸入溶液中保持 5 min 后开始测试。采用三电极体系,参比电极为饱和甘汞电极(SCE),辅助电极为铂电极,工作电极除

工作面外,其它面用绝缘材料密封,工作面经 240#~800# 金相砂纸逐级打磨、丙酮除油和蒸馏水清洗、吹干。腐蚀介质采用质量分数 0.3% 的 HCl 溶液,采用动电位扫描测极化曲线,相对于开路电位的扫描范围为 -0.25~0.75 V,扫描速率为 5 mV·s⁻¹;电化学阻抗测试频率为 10⁵~10⁻² Hz,测量信号为幅值 10 mV 的正弦波。

2 试验结果与讨论

2.1 表面形貌

从图 1 可以看出,激光熔覆层表面比较平整、光滑,焊道搭接处之间的沟槽很浅,这是由于搭接率(33%)很高的缘故;而喷焊层表面也光滑、连续,但不平整,这是由于喷焊过程中在试样的不同位置喷涂厚度不均造成的。由此可知,喷焊层的表面质量主要取决于操作者的技术水平,人为因素影响较大。而激光熔覆的自动化程度较高,其外观质量主要取决于激光加工工艺参数的选择。



(a) 激光熔覆层 (b) 喷焊层

图 1 不同改性层表面的宏观形貌

Fig. 1 Macro morphology of the different modified layer surface:

(a) laser cladding layer and (b) spraying layer

2.2 显微组织

由图 2 可以看出,两种改性层的组织基本相同,均包括富镍的 γ-固溶体(白色)、碳化物弥散共晶(灰黑色)和沿晶界分布的粒状金属间化合物(黑点),但两者的形态、分布却不尽相同。由图 3 可以看出,喷焊层中 γ-固溶体呈粒状,但是存在着大量呈弥散分布的碳化物等硬质相,分布不均匀;激光熔覆层中大部分组织处于非平衡、亚结晶状态,即合金元素含量很高的非平衡 γ-固溶体、碳化物和 γ-固溶体的共晶组织,均匀致密,其上碳化物等硬质相分布比较均匀^[6]。

图 2 中基体与改性层的熔合线内有一条明亮的

结合带,这说明激光熔覆层、喷焊层与基体均形成了良好的冶金结合。这是由于两种热源均使合金层被加热充分熔化。激光熔覆时基材迅速导热、吸热和散热,在极高冷却速率($10^6 \sim 10^8 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$)下,熔覆层发生了快速凝固,形成了超细而均匀的非平衡、亚结晶状态的枝状共晶组织^[7],具有强、韧两相微观结构特征,韧性相为合金元素过饱和含量极高的亚稳 γ -固溶体,强化相为高硬度的亚稳碳化物,远比喷焊层的显微组织优良^[8]。

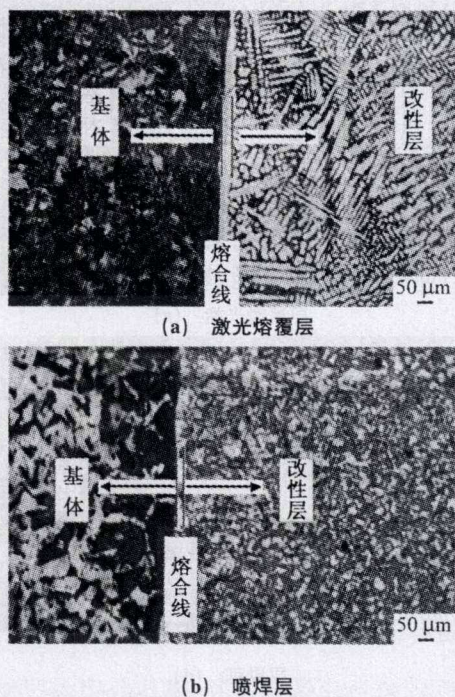


图2 不同改性层截面的显微组织

Fig. 2 Cross-section microstructure of the different modified layer: (a) laser cladding layer and (b) spraying layer

由图4可见,激光熔覆后靠近改性层的基体组织中,黑色的珠光体为正常长大,对基体力学性能没有太大影响;喷焊后靠近改性层的基体组织中,珠光体晶粒比较粗大,对基体性能有一定的影响。因此,喷焊工艺对基体的热影响程度要高于激光熔覆工艺的,即喷焊的热影响区较大,而激光熔覆的热影响区则较小。这是由于在激光熔覆过程中,高能束的激光束迅速扫描基体使其表面瞬间被熔化,然后快速移开,使基材表面仅有很薄的一层被熔化^[9];而喷焊使用的氧-乙炔火焰的能量密度比激光束小很多,需要较长时间才能使基材表面熔化形成熔池,因此对基体的热影响也较大。因此可以看出,激光熔覆工艺使改性层合金瞬时充分熔化,而基体表面仅有很薄的一层被加热熔化,这不仅保证了改性层与基体

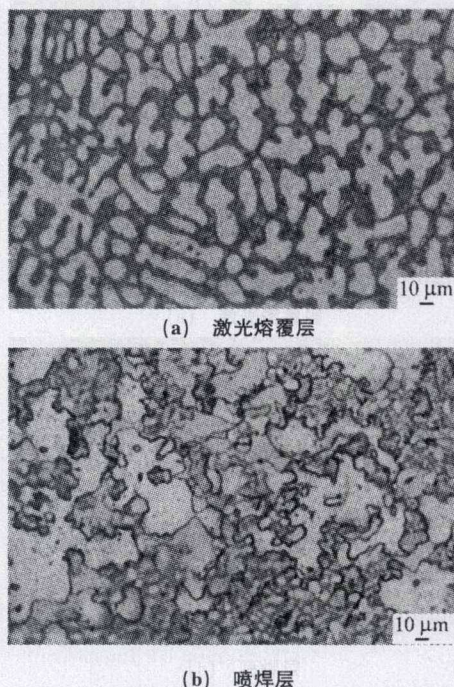


图3 不同改性层熔覆区的显微组织

Fig. 3 Microstructure of the cladding area of the different modified layers: (a) laser cladding layer and (b) spraying layer

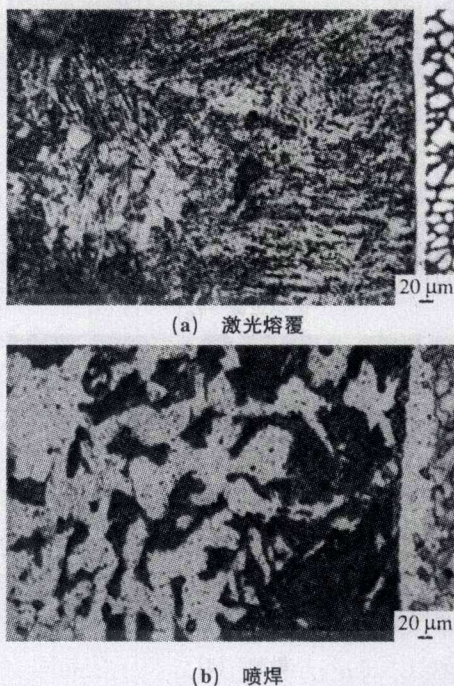


图4 不同改性后基体的显微组织

Fig. 4 Microstructure of the substrate after different modified treatment: (a) laser cladding and (b) spraying

良好的冶金结合,而且也不会由于稀释率过大而改变合金的成分及其性能。

2.3 微区成分

由图5、图6可以看出,两种改性层中的镍、铬、

铁元素含量分布曲线在界面处的变化很大,表明改性层合金元素与基体元素的相互扩散不明显。这也表明两种工艺条件下制得的改性层与基体均形成了良好的冶金结合,且改性层的成分未被基体元素稀释,质量良好。对比发现,激光熔覆层中的氧元素含量很低,而喷焊层中的氧元素含量则较高。这是由于喷焊过程采用的是先喷涂再重熔(即两步法),且

均是在空气中进行,合金元素很容易被氧化,于是在喷涂层之间会生出大量的氧化物,重熔过程中熔池没有得到很好保护,致使合金元素再次被氧化,改性层中氧元素含量的增加对改性层的性能会造成一定的影响;激光熔覆采用的是同步送粉法(即一步法),且熔覆过程中有氩气保护熔池,合金元素不易被氧化^[10],熔覆层性能不会受到影响。

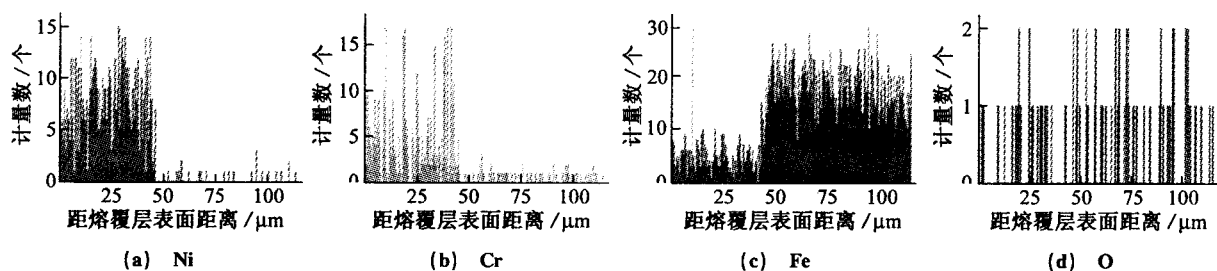


图5 激光熔覆层与结合面处的元素线扫描

Fig. 5 Element line scanning at the interface between the laser cladding layer and joint surface

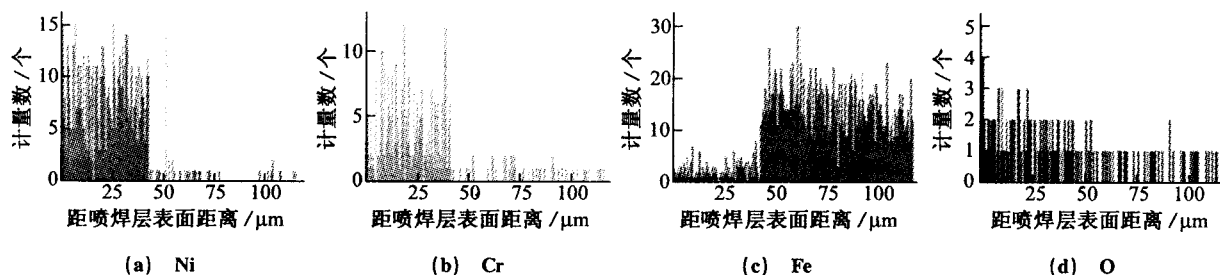


图6 喷焊层与结合面处的元素线扫描

Fig. 6 Element line scanning at the interface between the spraying layer and joint surface

2.4 显微硬度

由图7可见,在两种工艺条件下,其截面显微硬度呈阶梯状分布。激光熔覆层的平均显微硬度约770 HV,喷焊层的平均显微硬度约850 HV,但是其曲线有大的波动。与喷焊层相比,激光熔覆层的显微硬度略偏低。在界面附近,两者的显微硬度均有明显下降,且激光熔覆层下降得比喷焊层的大,基体的硬度明显偏低。这是由于在喷焊层的组织中弥散分布着大量的碳化物、铬化物等硬质相;而激光熔覆层组织大部分为非平衡 γ -固溶体韧性相和 γ -固溶体+碳化物的共晶体,弥散分布于枝晶间,合金渗碳体等金属间化合物含量较小,其主要分布于熔覆层顶部^[11]。正是在高硬度碳化物、铬化物的作用下,使喷焊层的显微硬度略比激光熔覆层的高。

喷焊层硬度曲线波动较大,将严重影响喷焊层的各种性能指标。其原因有:首先,氧-乙炔火焰的能量密度较低,在喷焊过程中涂层被加热熔化,与基体形成熔池需要较长时间;其次,喷焊过程中形成的

温度梯度较激光熔覆小很多,使其散热无明显的方向性,晶粒形核、长大也均无规律可循;第三,基体热影响区较大,基体与涂层中的元素可以通过熔池相互扩散、相互稀释^[12],而激光熔覆层的硬度分布较为均衡,热影响区较小,且涂层稀释率较低。

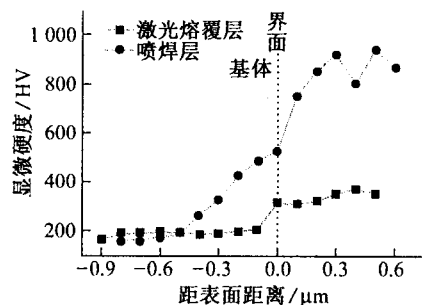


图7 激光熔覆层和喷焊层的硬度曲线

Fig. 7 Hardness curves of the laser cladding layer and spraying layer

2.5 电化学性能

由图8可见,两种改性层均呈现活性溶解-钝化

过钝化过程,在阳极极化曲线上出现3个转折点,喷焊层形成的钝化膜并不稳定,其钝化膜在酸性介质中存在一个破坏-形成-再破坏的动态循环过程。经过CView软件拟合后的结果如表1所示。可知,激光熔覆层的自腐蚀电流密度($21.5 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$)小于喷焊层的($33.0 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$),而激光熔覆层的自腐蚀电位(-0.64772 V)高于喷焊层的(-0.67473 V),因此,激光熔覆层的腐蚀速率低于喷焊层的,说明其耐腐蚀性能明显优于喷焊层的。

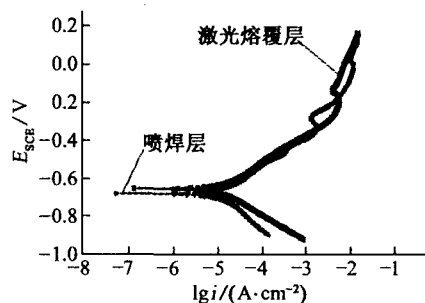


图8 不同改性层在0.3% HCl溶液中的极化曲线

Fig. 8 Polarization curves of the different modified layers in 0.3% HCl solution

表1 不同改性层极化曲线拟合结果

Tab. 1 Polarization curve fitted results of different modified layers

改性层	$i_0 / (\mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2})$	E_0 / V	腐蚀速率/ $(\text{mm} \cdot \text{a}^{-1})$
激光熔覆层	21.5	-0.64772	0.17835
喷焊层	33.0	-0.67473	0.27423

由图9可见,激光熔覆层表现出较大的容抗弧,表明该合金层具有较好的耐腐蚀性能。这与极化曲线测定的结果相一致。

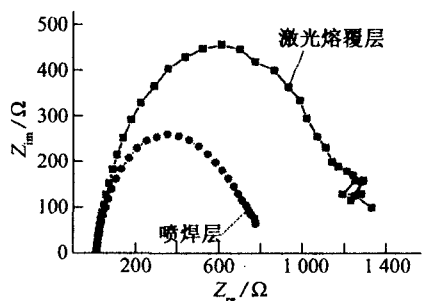


图9 不同改性层在0.3% HCl溶液中的阻抗谱

Fig. 9 EIS of the different modified layers in 0.3% HCl solution

根据极化曲线拟合出的腐蚀速率,结合我国金属耐蚀性四级标准,可知两种工艺制备的改性层均达到2级耐蚀标准,说明镍基合金层的耐腐蚀性能良好。由于铬的添加有利于合金在较低的电位就

进入钝化态,更快地使表层形成完整的钝化膜,并在较低的电位维持;镍在合金中起到稳定合金表层钝态的作用,并有助于延长发生孔蚀核的诱导时间^[13]。镍基合金在酸性溶液中的腐蚀反应主要是析氢极化反应^[14]。

激光熔覆层组织较喷焊层的更为细小、致密、均匀,使得 H^+ 在熔覆层的渗透过程受到一定程度的影响,降低了 H^+ 的活度,从而使阴极反应得以减缓,组织细密也可提高晶界的结合力,增强材料的强度,从而减少了因发生原电池效应加速腐蚀的影响^[15];另外,喷焊层微观组织缺陷(如气孔、裂纹等)较多,在这些部位很容易形成腐蚀微电池,这也使得喷焊层的耐腐蚀性能不如激光熔覆层的。

3 结论

(1) 镍基自熔合金的激光熔覆层表面比喷焊层的平整,成型性好。

(2) 激光熔覆层和喷焊层的组成相基本相同,分布的粒状金属间化合物。但是晶粒分布、形态等却有不同;激光熔覆层大部分组织处于非平衡、亚结晶状态,且具有强、韧两相微观结构特征;喷焊层组织中富含大量弥散分布的碳化物等硬质相。

(3) 激光熔覆层与喷焊层均与基体形成冶金结合;激光熔覆层中的氧含量较喷焊层的低。

(4) 喷焊层的显微硬度比激光熔覆层的高,但其分布并不均匀,而激光熔覆层硬度分布则较为均衡;激光熔覆层的耐腐蚀性能优于喷焊层的。

参考文献:

- [1] 潘邻. 激光表面改性的现状和展望[J]. 表面工程资讯, 2005, 5(1): 5-6.
- [2] SUN R L, YANG D Z, GUO L X, *et al.* Microstructure and wear resistance of NiCrBSi laser clad layer on titanium alloy substrate[J]. Surface and Coatings Technology, 2000, 132(2/3): 251-255.
- [3] 李明喜, 何宜柱, 孙国雄. Ni基合金/45钢宽、窄带熔覆Co基合金的组织[J]. 中国激光, 2003, 30(11): 1044-1048.
- [4] ZHOU Sheng-feng, HUANG Yong-jun, ZENG Xiao-yan. Microstructure characteristics of Ni-based WC composite coatings by laser induction hybrid rapid cladding[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 480: 564-572.
- [5] GOMEZ-DEL R T, GARRIDO M A, FERNANDEZ J E, *et al.* Influence of the deposition techniques on the mechanical properties and microstructure of NiCrBSi coatings[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008, 204: 304-312.
- [6] WU X L. Micro-structural features of an iron-based laser coating[J]. J Mater, 1999, 34(10): 3355-3361.

- [7] 刘要武. Ni-Cr-B-Si 激光熔覆层与 H62 黄铜基材间显微组织及微区分析[J]. 光学精密工程, 2000, 8(1): 26-28.
- [8] 孙宜华, 李晨辉, 熊惟皓, 等. 铁基高铬合金激光熔覆层和堆焊层的组织性能对比[J]. 机械工程材料, 2008, 32(1): 59-62.
- [9] 王新林, 石世宏, 郑启光. 核阀密封面激光熔覆稀释控制研究[J]. 光电子·激光, 2003, 14(2): 187-190.
- [10] 关振中. 激光加工工艺手册[M]. 北京: 中国计量出版社, 1998.
- [11] 张增志. 高效快速感应熔涂技术[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2001.
- [12] GONZALEZ R, CADENAS M, FERNANDEZ R. Wear behavior of flame sprayed NiCrBSi coating remelted by flame or by laser[J]. Wear, 2007, 262: 301-307.
- [13] 林凡, 张少宗, 施瑞鹤. 高铬镍不锈钢的腐蚀电化学特性[J]. 材料保护, 2003, 33(3): 50-52.
- [14] 颜永根, 李明喜, 张世宏, 等. 纳米 CeO₂ 对 Ni 基合金激光熔覆层的组织及耐蚀性的影响[J]. 中国稀土学报, 2007, 25(5): 620-624.
- [15] 刘秀晨, 安成强. 金属腐蚀学[M]. 北京: 国防工业出版社, 1998.

(上接第 4 页)

- [10] 尹成先, 兰新哲, 霍春勇, 等. 影响油气输送管线抗 HIC 因素探讨[J]. 焊管, 2002, 25(5): 20-24.
- [11] 沈卓, 李玉海, 单以银, 等. 硫含量及显微组织对管线钢力学性能和抗 H₂S 行为的影响[J]. 金属学报, 2008, 44(2): 215-221.
- [12] BEIDOKHTI B, KOUKABI A H, DOLATI A. Influences of titanium and manganese on high strength low alloy SAW weld metal properties[J]. Materials Characterization, 2009, 60(3): 225-233.
- [13] NAYAK S S, MISRA R D K, HARTMANN J, *et al.* Microstructure and properties of low manganese and niobium containing HIC pipeline steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 494(1/2): 456-463.
- [14] PARK G T, KOH S U, JUNG H G, *et al.* Effect of microstructure on the hydrogen trapping efficiency and hydrogen induced cracking of linepipe steel[J]. Corrosion Science, 2008, 50(7): 1865-1871.
- [15] 殷光虹, 施青, 孙元宁. 管线用钢氢致裂纹(HIC)影响因素分析[J]. 钢管, 2004, 33(6): 20-26.
- [16] REN X, CHU W, LI J, *et al.* The effects of inclusions and second phase particles on hydrogen-induced blistering in iron[J]. Materials Chemistry and Physics, 2008, 107(2/3): 231-235.
- [17] 王亚男, 王春怀, 唐继权, 等. X65 管线钢抗 H₂S 腐蚀的试验研究[J]. 东北大学学报: 自然科学版, 2004, 25(5): 420-423.
- [18] ELBOUJDAINI M, SASTRI V S, PERUMAREDDI J R. Studies on inhibition of hydrogen-induced cracking of linepipe steels[J]. Corrosion, 2006, 62(1): 29-34.
- [19] VENEGAS V, CALEYO F, BAUDIN T, *et al.* Role of microtexture in the interaction and coalescence of hydrogen-induced cracks[J]. Corrosion Science, 2009, 51(5): 1140-1145.
- [20] 元伟伟, 周平. 抗 HIC 管线钢性能影响因素分析[J]. 莱钢科技, 2008, 32(2): 43-45.
- [21] NATIVIDAD C, SALAZAR M, CONTRERAS A, *et al.* Sulfide stress cracking susceptibility of welded X-60 and X-65 pipeline steels[J]. Corrosion, 2006, 62(5): 375-382.
- [22] 杜则裕, 陶勇寅, 李云涛, 等. 国产 X70 管线钢的硫化氢应力腐蚀性能及其焊接性[J]. 焊接学报, 2004, 25(5): 13-16.
- [23] BEIDOKHTI B, KOUKABI A H, DOLATI A. Effect of titanium addition on the microstructure and inclusion formation in submerged arc welded HSLA pipeline steel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209(8): 4027-4035.
- [24] BEIDOKHTI B, DOLATI A, KOUKABI A H. Effects of alloying elements and microstructure on the susceptibility of the welded HSLA steel to hydrogen-induced cracking and sulfide stress cracking[J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 507(1/2): 167-173.
- [25] 谢广宇, 唐获, 武会宾, 等. X70 级管线钢硫化物应力腐蚀开裂实验研究[J]. 物理测试, 2008, 26(1): 26-29.
- [26] 赵明纯, 单以银, 李玉海, 等. 显微组织对管线钢硫化物应力腐蚀开裂的影响[J]. 金属学报, 2001, 37(10): 1087-1092.
- [27] MANSOUR M A, ALFANTAZI A M, EL-BOUJDAINI M. Sulfide stress cracking resistance of API-X100 high strength low alloy steel[J]. Materials & Design, 2009, 30(10): 4088-4094.
- [28] 吕建华, 关小军, 徐洪庆, 等. 影响低合金钢材抗 H₂S 腐蚀的因素[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2006, 18(2): 118-121.
- [29] 陶勇寅, 杜则裕, 李云涛. 管线钢硫化氢应力腐蚀的影响因素[J]. 天津大学学报, 2004, 37(4): 358-362.
- [30] 李云涛, 杜则裕, 何晓东. 冷变形对国产 X70 管线钢硫化氢应力腐蚀开裂的影响[J]. 材料工程, 2004, 49(1): 16-19.
- [31] 李鹤林. 天然气输送钢管研究与应用中的几个热点问题[J]. 中国机械工程, 2001, 12(3): 349-352.
- [32] 日本住友金属工业株式会社. 抗 HIC 性优良的管线钢及用该钢材制造出的管线管; 中国, ZL 200480041358. 3[P]. 2008-12-03.
- [33] 廖建国, 王伟. 酸性服役条件下石油天然气输送用管 L245NCS 的开发[J]. 四川冶金, 2007, 29(1): 23-24.
- [34] 毕宗岳, 冯启华. 集输管线用 X52 级抗硫化氢腐蚀焊管的研制[J]. 石油化工腐蚀与防护, 2007, 24(1): 22-24.
- [35] 梁永昌, 李经涛, 莫德敏. 舞钢大厚度抗硫化氢腐蚀钢的开发[J]. 宽厚板, 2007, 13(5): 9-15.