

焊接参数对 Ni60 合金等离子堆焊层组织结构和显微硬度的影响^{*}

葛言柳¹, 邓德伟¹, 田鑫², 关锰²

(1. 大连理工大学 材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024; 2. 沈阳鼓风机集团, 沈阳 110869)

摘要: 采用等离子堆焊技术在 Z2CN18-10 不锈钢表面堆焊 Ni60 合金粉末熔覆层。应用扫描电镜、电子探针、X-射线衍射仪、显微硬度计等测试手段, 研究焊接电流和送粉速度对 Ni60 合金等离子堆焊层组织结构和显微硬度的影响。结果表明: 堆焊层显微硬度较基材有明显提高, 并且在熔合区域出现明显的硬度过渡和元素扩散区。焊接电流为 110 A 时堆焊层显微硬度为 630 HV。随着焊接电流增大或送粉速度降低, 堆焊层硬度和熔合区硬度梯度均明显降低。堆焊层出现了明显的组织梯度, 包括熔合区、近熔合区树枝晶区(针状、条状、小花状)和近表层等轴晶区(块状、片状)。焊接电流增加, 近表面区域小花状共晶结构并未消失, 体积含量增大。送粉速度降低, 堆焊层近熔合线区域针状结构变粗大。送粉速度为 6 g/min 时, 堆焊层中部区域出现了具有方向性的长条状和分离的块状硼化物。

关键词: 等离子堆焊; 电流; 送粉速度; 显微组织; 显微硬度

中图分类号: TG146.15; TG456.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1007-9289(2011)05-0026-06

Influence of Parameters on Microstructure and Microhardness of Ni60 Alloy Hardfacing by Plasma Transferred Arc Welding

GE Yan-liu¹, DENG De-wei¹, TIAN Xin², GUAN Meng²

(1. School of Material Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian, Liaoning 116024; 2. Shenyang Blower Works Group Corporation, Shenyang 110869)

Abstract: The Ni60 alloy powder was deposited on the surface of Z2CN18-10 stainless steel by plasma transferred arc welding. The microstructure and microhardness of the hardfacing with different welding currents and powder feed rates were characterized by scanning electron microscope, X-ray diffraction, electron microprobe and hardness tester. The results show that the microhardness of the coating improves a lot, the phenomenon of hardness transition and elements diffusion is observed in the fusion area. The microhardness of coating with current of 110 A is about 630 HV while the hardness of the coating and the hardness gradient both decrease with higher currents or lower powder feed rates. Microstructural gradient is observed including fusion area, dendrite (needle-like, strip-like and floret-like) near the interface and equiaxial structure (bulk-like and plate-like) near the surface in the coating. As current increases, the floret-like eutectic structures don't disappear and the volume ratio increases. As powder feed rate decreases, the needle-like structures become more bulky. The strip-like and separated bulk-like borides are observed in the intermediate part of the coating with powder feed rate of 6 g/min.

Key words: plasma transferred arc welding (PTAW); current; powder feed rate; microstructure; microhardness

0 引言

钨极氩弧焊、手工电弧焊、埋弧焊、等离子堆焊技术均可用于表面强化, 其最大的区别在于生产率、稀释率和制造成本的差异。在这些技术当中, 等离子堆焊因具有较小的稀释率、较低的变形、生产效率高等优点, 已被应用于机械部件等

的表面强化和修复中^[1-4]。

传统的核电设备表面强化使用钴基堆焊合金, 具有很高的耐磨性、耐腐蚀性能^[5-6], 但在服役过程中强化材料中的 Co-59 经辐射会转变为同位素 Co-58 和 Co-60, Co-58 和 Co-60 的放射性远远高于 Co-59, 这对检修人员的安全将造成威胁^[7]。所以在核电设备表面强化中, 寻求无钴合金作为强化材料, 受到越来越多人的关注。镍基堆焊合金除了具有较高耐磨性和耐腐蚀性之外, 还具有优越的高温性能^[8], 为核电无钴堆焊表面

收稿日期: 2011-06-13; 修回日期: 2011-07-18

基金项目: * 国家自然科学基金(11072045)

作者简介: 葛言柳 (1986—), 男(汉), 安徽蚌埠人, 硕士生。

强化提供了一种可能。文中主要研究等离子堆焊不同焊接电流和送粉速度对镍基堆焊层组织结构和显微硬度的影响。

1 试验方法

堆焊基体为 200 mm × 35 mm × 20 mm 的 Z2CN18-10 不锈钢钢板试样。堆焊前为了减小内部应力,降低冷却速度,不锈钢基体在 400 °C 下保温 2 h,以避免堆焊后产生裂纹^[9]。以 Ni-Cr-B-Si 系镍基自熔性合金粉末 Ni60 作为堆焊材料,其化学成分和尺寸大小见表 1 和表 2。焊后切取试样 1、试样 2 和试样 3,尺寸为 20 mm × 20 mm,具体焊接参数见表 3。

表 1 Ni60 合金粉末的化学成分

Table 1 Composition of Ni60 alloy powder

元素	Ni	Fe	Cr	C	B	Si
质量分数/%	余量	12.13	15.85	0.46	3.11	4.45

表 2 Ni60 合金粉末尺寸及质量分数

Table 2 Size and percent of Ni60 alloy powder

直径/μm	150	125	106	71	63	53	45
质量分数/%	1.4	10.9	23.1	43.7	10.9	9.3	0.7

表 3 等离子堆焊焊接参数

Table 3 Welding parameters used in PTAW process

参 数	试样 1	试样 2	试样 3
电流/ A	110	130	110
电压/ V	30	30	30
摆动幅度/mm	20	20	20
焊接速度/(mm · min ⁻¹)	40	40	40
保护气流量/(L · min ⁻¹)	10	10	10
送粉速度/(g · min ⁻¹)	10	10	6

利用型号为 XRD-6000 的 X-射线衍射仪对 Ni60 合金粉末进行物相分析;型号为 JSM-5600 LV 的扫描电镜对堆焊合金层显微组织进行观察分析;型号为 EPMA-1600 的电子探针针对堆焊合金层进行定量点扫描和熔合线处定性面扫描;型号为 MVC-1000B 维氏硬度计测量堆焊层剖面硬度分布,载荷为 1 kg,加载时间为 15 s。

2 试验结果及讨论

2.1 Ni-Cr-Si-B 合金粉末

图 1 为初始 Ni60 合金粉末的显微形貌,粒

子尺寸在 45~150 μm 之间。图 2 为 Ni60 合金粉末的 X-射线衍射物相分析结果,可以看出主要含有 Ni₃Fe 和 γ-Ni,以及硼化物(BCr),还有一些 Ni-Si 和 Ni-Cr 形成的化合物。

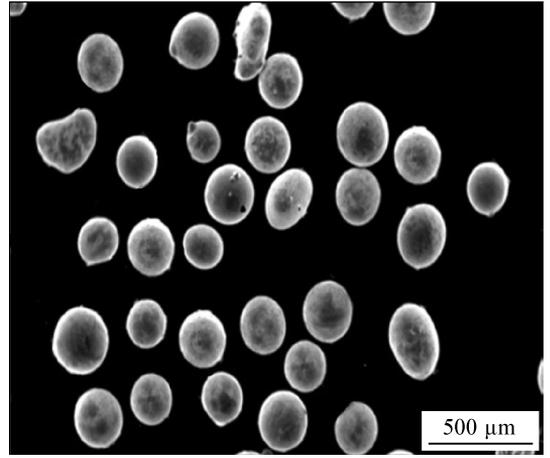


图 1 Ni60 合金粉末形貌

Fig. 1 SEM micrograph of original Ni60 powder

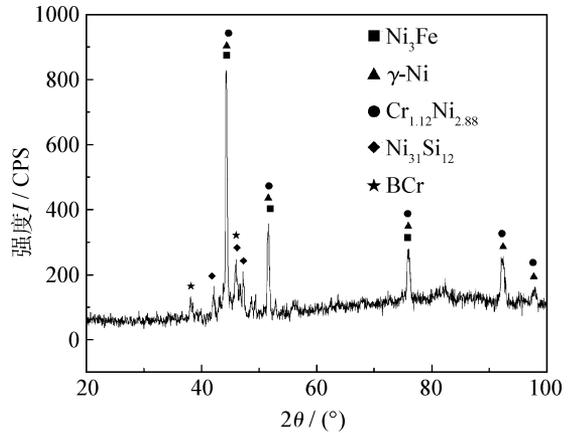


图 2 Ni60 合金粉末的 XRD 分析

Fig. 2 XRD pattern obtained from original Ni60 alloy powder

2.2 堆焊合金层的微观组织

图 3 为等离子堆焊层组织形貌,可见随着距熔合线距离的不同,堆焊层的组织结构明显不同。图 3(a)、(b)分别为试样 1 熔合线处和近表面区域的组织形貌。可以看出底部熔合线是一条较为平直的线。近熔合区和近表面区由于液态成分起伏较大,各区域冷却速度不同,出现了很明显的组织不均匀^[10]。近熔合区是由大量的针状结构(A1)垂直于熔合线生长,随距熔合线距离增大出现了不规则分布的小花状共晶结构

(B1)和长条状结构(C1)。

图3(b)可见在近表面区不规则分布的小花状结构逐渐消失, γ -Ni 固溶体基体上分布着3种形态不同的相, 即长条状结构(C1)、块状(D1)及带孔片状(E1)。试样1第二相定量化学成分分析见表4。由于针状结构(A1)和小花状结构(B1)组织较细小, 所以电子探针定量扫描结果中含有较多的基体元素 Ni 和 Fe。

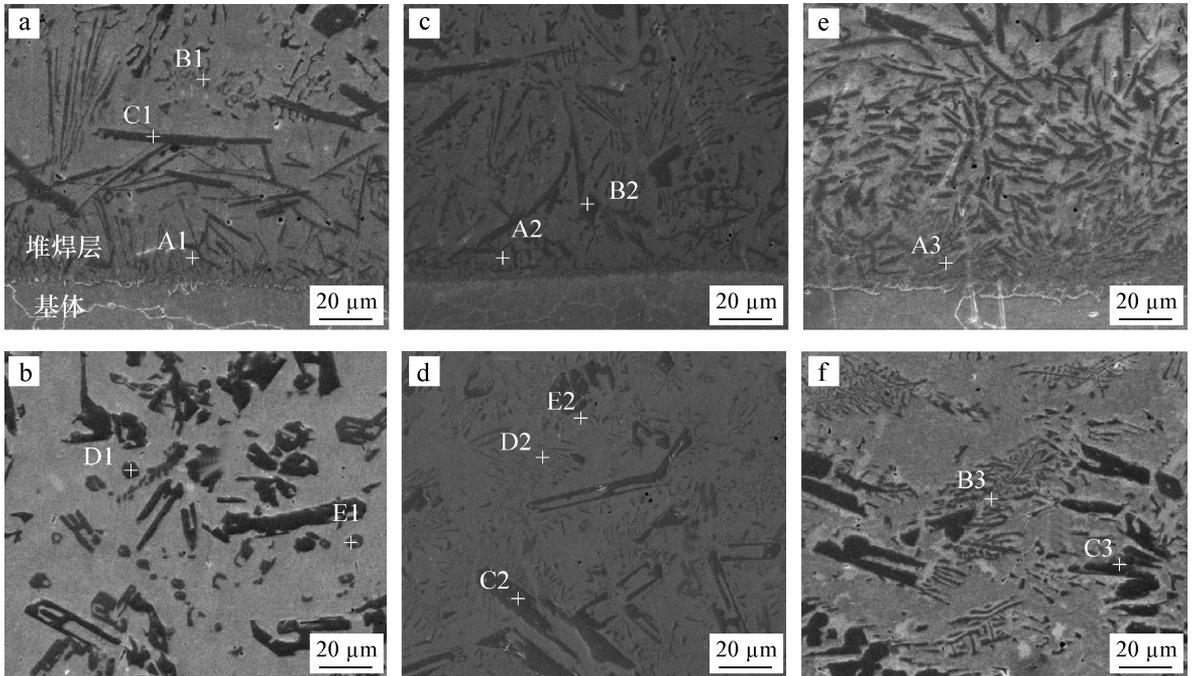
图3(c)、(d)分别为试样2熔合线处和近表面区域的组织形貌。可见在近熔合区分布着垂直于熔合线的针状结构(A2), 随着距熔合线距离的增大, 针状结构并未消失, 并且出现了块状结构(B2), 在近表面处 γ -Ni 固溶体基体上分布着长条状结构(C2)和不规则分布的小花状结构, 并且小花状结构分为两种。一种为独立分布(D2), 另一种分布在块状结构周围(E2)。第二相定量化学成分分析见表5。

图3(e)、(f)分别为试样3熔合线处和近表面区域的组织形貌。可见相对于试样1, 试样3在近熔合区出现了长度基本相同的针状结构(A3), 并且体积含量较大。在近表面区域出现了鱼骨状结构(B3)和块状结构(C3)。在堆焊层中

间区域(距离熔合线较远区域)出现了具有很明显方向性的长条状结构(D3)如图4(a)所示, 块状结构(E3)按照一定方向排列如图4(b)所示。第二相定量化学成分分析见表6。

堆焊合金层出现明显的组织梯度, 即熔合区, 近熔合区树枝晶区和近表层等轴晶区。这种明显的组织梯度与温度梯度(G)和凝固速度(R)有关。在等离子堆焊过程中, 熔池中存在着很大的温度梯度, 在底部近熔合区的 G 很大, R 很小, 在表面区域 G/R 趋近于 0^[11]。同时存在表面张力、等离子束流吹力、气体动力以及显微成分的不均匀性, 因此熔池内不同部位对应不同冷速和显微组织成分的不均匀性, 导致最终凝固组织存在一定的组织梯度。

试样1和试样2相比, 焊接电流为 130 A 时, 使得热输入增大, 即在单位时间内, 熔池内热量增加, 温度升高。粉末的熔化率增加, 进而使得堆焊焊层的稀释率增加, 冷却速度相对变慢, 这是导致组织变化的根本原因。试样1和试样3比较, 送粉速度的降低, 使得在相同焊接电流, 即热输入相同的条件下, 粉量减少, 可能造成有益合金元素的烧损, 使得堆焊层组织发生明显变化。



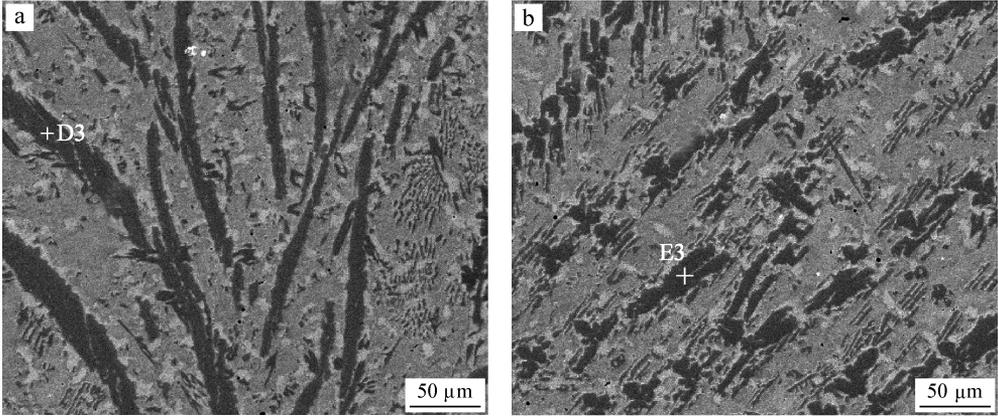
(a) 试样1熔合线 (b) 试样1近表面
电流110 A 送粉速度 10 g/min

(c) 试样2熔合线 (d) 试样2近表面
电流130 A 送粉速度 10 g/min

(e) 试样3熔合线 (f) 试样3近表面
电流110 A 送粉速度 6 g/min

图3 等离子弧堆焊镍基合金层组织形貌

Fig. 3 SEM images of the nickel-based alloy coating



(a) 长条状 (b) 块状

图 4 试样 3 堆焊层中间区域组织形貌

Fig. 4 SEM images of intermediary areas of sample 3 alloy coating

表 4 试样 1 电子探针定量成分测定(质量分数/%)

Table 4 EPMA point quantification of locations in sample 1 (w/%)

编号	形态	元素					类型	
		C	B	Si	Fe	Ni		Cr
A1	针状	6.89	0.95	0	25.46	25.47	41.23	碳化物
B1	不规则小花状	0	10.60	3.77	23.06	43.29	19.27	硼化物
C1	长条状	5.89	0.30	0	18.29	15.64	59.88	碳化物
D1	块状	0.52	16.18	0	2.59	0.55	80.16	硼化物
E1	片状带孔	5.47	0.44	0.03	12.41	4.78	56.56	碳化物

表 5 试样 2 电子探针定量成分测定(质量分数/%)

Table 5 EPMA point quantification of locations in sample 2 (w/%)

编号	形态	元素					类型	
		C	B	Si	Fe	Ni		Cr
A2	针状	5.36	0.79	0.04	30.26	15.78	61.23	碳化物
B2	块状	0.36	12.68	0.05	3.06	0.29	66.21	硼化物
C2	长条状	6.38	0.20	0.05	16.93	19.63	56.80	碳化物
D2	独立小花状	0.51	24.92	2.57	14.86	40.40	16.73	硼化物
E2	小花状	0.42	18.30	1.89	15.86	37.26	26.28	硼化物

表 6 试样 3 电子探针定量成分测定(质量分数/%)

Table 6 EPMA point quantification of locations in sample 3 (w/%)

编号	形态	元素					类型	
		C	B	Si	Fe	Ni		Cr
A3	针状	5.67	0.86	0.02	33.46	12.60	47.38	碳化物
B3	鱼骨状	0.85	5.13	2.31	23.00	51.78	16.93	硼化物
C3	块状	0.51	6.89	0.01	32.61	4.98	54.91	硼化物
E3	长条状	0.61	6.54	0	23.67	6.97	62.22	硼化物

2.3 熔合区的元素扩散和重新分布

镍基合金堆焊过程中遇到的主要问题是熔合金具有很高的流动性,使得堆焊层产生较大的残余应力,这是导致变形开裂的主要原因^[10]。在焊接过程中会出现一定的稀释率,这是因为不锈钢基体和堆焊合金具有不同熔点。Ni60合金粉末的熔点为1 223~1 337 K,不锈钢基体的熔点为1 665~1 727 K^[10]。

图5为试样1融合线处Ni和Fe元素的线扫描图,可见在近融合线处出现有Ni和Fe元素的相互扩散。Fe元素会从不锈钢基体中扩散至堆焊层,进而影响堆焊层,尤其是近融合线区域的组织和性能。所以为保持堆焊层的完整性,稀释率应尽量小。图6为试样1融合线处元素面扫描图,可见Ni元素向基体扩散程度较低,这是因为相对较高的温度有利于Fe元素的扩散^[10]。图6融合线处面扫描清晰可见,在堆焊层融合线处Fe元素含量相对较高,这一方面是堆焊层

Ni60合金粉末中含有Fe元素,另一方面跟Fe元素的扩散有关。另外可以看出Cr元素出现很明显的成分偏析,形成了数量较多的富Cr相^[12]。

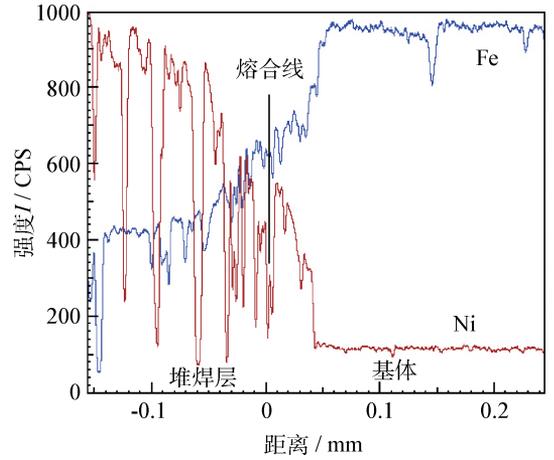


图5 试样1融合线处Ni和Fe元素线扫描图
Fig. 5 Elemental line scanning using an electron microprobe for Ni and Fe across fusion line in sample 1

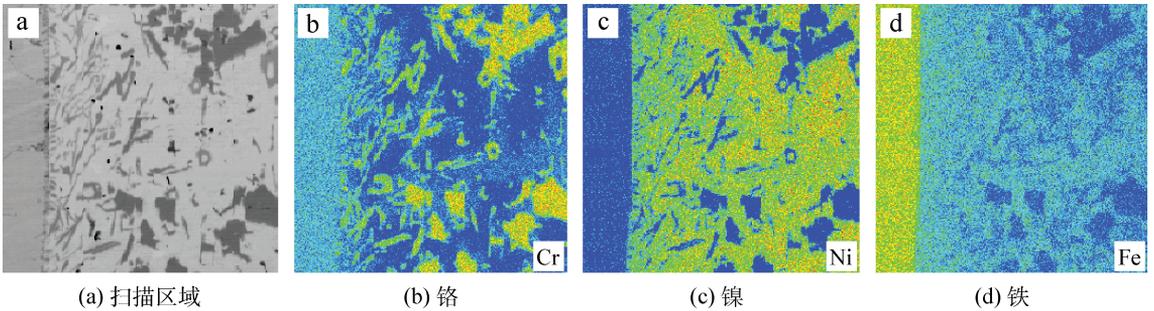


图6 试样1融合线处元素面扫描图
Fig. 6 EPMA maps across the fusion line

2.4 堆焊合金层硬度分布

图7为堆焊合金层剖面硬度曲线,可以看出Z2CN18-10不锈钢基体的硬度为170 HV,堆焊层的硬度有明显提高。

试样1和试样2比较,电流为110 A时(试样1),堆焊层硬度达到了630 HV,电流为130 A时(试样2),硬度下降约20%,为500 HV。两种焊接电流条件下,在融合线处均出现了明显的硬度过渡区,并且在靠近融合线处其硬度值相对于近表面处较低。这跟近融合线处明显的稀释率和含有较多的Z2CN18-10扩散的Fe元素而形成较低硬度富Fe硼化物有关。同时,焊接电流为130 A时,在融合线处的硬度梯度要明显低于电流为110 A时的梯度。这是因为随着焊接电

流的增大,热输入增大,使得熔池中温度较高,在高温下有利于Fe元素的扩散,所以Z2CN18-10中

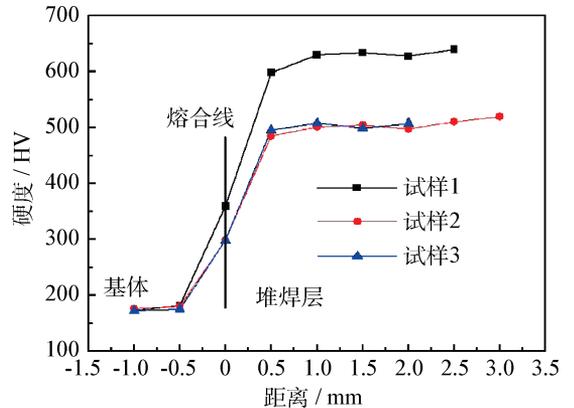


图7 堆焊合金层显微硬度曲线
Fig. 7 Microhardness profile of the cross section of coatings

扩散至合金堆焊层中的 Fe 元素含量增加,并且扩散距离也增大,使得硬度梯度有所降低。

另外,焊接电流为 130 A 时,随着距熔合线距离增大,由于冷却速度相对降低,产生的不规则小花状共晶结构分布在基体上。堆焊层的硬度与基体上分布的强化相体积和种类有关,二者决定了焊接电流为 130 A 时堆焊层的硬度。试样 1 和试样 3 比较,送粉速度为 6 g/min(试样 3)时,在相同的热输入条件下,送粉的量降低,使得某些有益元素可能产生烧损,在堆焊层出现了具有方向性的长条状和块状结构(D3、E3),导致堆焊层的硬度发生变化。图 7 可见,堆焊层的硬度相对于 10 g/min(试样 1)时,降低约 19.8%,只有 505 HV 左右。另外,当送粉速度为 6 g/min 时,在熔合线处硬度梯度有所下降,这是 Fe 元素扩散增加和稀释率增大的缘故。

明显的过渡区和较低的硬度梯度是有利的,因为它表示基体和堆焊层之间有很好的冶金结合^[10]。图 5 中 Fe 和 Ni 元素的扩散梯度曲线和图 7 中较为光滑的硬度梯度都说明基体和堆焊层之间有很好的冶金结合。这也进一步证实了熔合线处没有出现未熔合和显微裂纹。

3 结 论

(1) Ni-Cr-Si-B 系镍基合金等离子堆焊合金层出现了明显的组织梯度,包括熔合区、近熔合区树枝晶区和近表面等轴晶区。

(2) 堆焊层显微硬度较基材有明显提高,并且在熔合区域出现明显的硬度过渡和元素扩散区。随着焊接电流增大或送粉速度降低,堆焊层硬度和熔合区硬度梯度均明显降低。

(3) 焊接电流为 110 A 时,随距熔合线距离增加依次出现垂直于熔合线生长的针状碳化物、无方向性的长条状碳化物、小花状共晶硼化物。在近表面区域小花状结构逐渐消失,出现体积含量较大的块状硼化物和片状碳化物。电流为 130 A 时,堆焊层近表面小花状共晶结构并未消失,体积含量增大。送粉速度为 6 g/min 时,堆焊层近熔合线区域针状结构变粗大,中部区域出现了具有方向性的长条状和分离的块状硼化物。

参考文献

- [1] 陈有志,邢卫平,张勤,等. 等离子喷焊技术在大气口径冶金阀门密封生产的应用 [J]. 河北冶金, 1995, 4: 43-46.
- [2] 朱嘉琦,王铁钧,何实,等. NiCrWSi 系耐磨堆焊

合金的设计和熔覆层性能研究 [J]. 焊接学报, 2000, 10: 12-14.

- [3] Balasubramanian V, Varahamoorthy R, Ramachandran C S, et al. Selection of welding process for hardfacing on carbon steels based on quantitative and qualitative factors [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2009, 40(9-10): 887-897.
- [4] Hou Q Y, Gao J S, Zhou F. Microstructure and wear characteristics of cobalt-based alloy deposited by plasma transferred arc weld surfacing [J]. Surface & Coatings Technology, 2005, 194(2-3): 238-243.
- [5] Deng H X, Shi H J, Tsuruoka Seiji. Influence of coating thickness and temperature on mechanical properties of steel deposited with Co-based alloy hardfacing coating [J]. Surface & Coatings Technology, 2010, 204(23): 3927-3934.
- [6] Birol Y. Thermal fatigue testing of Stellite 6-coated hot work tool steel [J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527(21-22): 6091-6097.
- [7] 王永,邓德伟,刘丹,等. 碳钢对核主泵用奥氏体不锈钢的污染研究[J]. 原子能科学技术, 2010, 44(10): 1207-1211.
- [8] Kesavan D, Kamaraj M. The microstructure and high temperature wear performance of a nickel base hardfaced coating [J]. Surface & Coatings Technology, 2010, 204(24): 4034-4043.
- [9] d'Oliveira A S C M, Vilar R., Feder C G. High temperature behaviour of plasma transferred arc and laser Co-based alloy coatings [J]. Applied Surface Science, 2002, 201(1-4): 154-160.
- [10] Sudha C, Shankar P, Subba Rao R V, et al. Microchemical and microstructural studies in a PTA weld overlay of Ni-Cr-Si-B alloy on AISI 304L stainless steel [J]. Surface & Coatings Technology, 2008, 202(10): 2103-2112.
- [11] Huang Z Y, Hou Q Y, Wang P. Microstructure and properties of Cr₃C₂-modified nickel-based alloy coating deposited by plasma transferred arc process [J]. Surface & Coatings Technology, 2008, 202(13): 2993-2999.
- [12] Liyanage T, Fisher G, Gerlich A P. Influence of alloy chemistry on microstructure and properties in NiCrBSi overlay coatings deposited by plasma transferred arc welding (PTAW) [J]. Surface & Coatings Technology, 2010, 205(3): 759-765.

作者地址: 辽宁省大连市凌水路 2 号
大连理工大学 材料科学与工程学院
Tel: (0411) 8470 6562-8041
E-mail: geyanliu1986@163.com

116024