

等离子喷涂-重熔 NiCrBSi 涂层的显微组织与耐磨性能

田立辉, 毛淑滑, 芦 笙, 姚增健

(江苏科技大学 江苏省先进焊接技术重点实验室, 镇江 212003)

摘 要: 采用等离子喷涂和等离子重熔技术, 在 2Cr13 基体表面制备 2 mm 厚的自熔性 NiCrBSi 涂层. 利用扫描电镜、X 射线衍射仪和能谱仪研究涂层形貌、微观组织和微区成分的演变规律, 采用拉伸和硬度试验测试涂层的结合强度和显微硬度, 通过室温和高温摩擦磨损试验评价和比较涂层与基体的耐磨性能. 结果表明, 重熔前后涂层都是由 γ -Ni 固溶体以及 Ni_3B 、 CrB 、 Cr_2B 、 Cr_7C_3 和 Cr_{23}C_6 等组成; 重熔涂层由层状喷涂态转变为致密的铸造态, 涂层组织和力学性能大大提高, 结合强度和显微硬度分别高达 200 MPa 和 1010 HV. 重熔涂层的耐磨性显著优于 2Cr13 基体, 其 600 °C 时的磨损体积仅为基体的 20%.

关键词: 等离子喷涂; 等离子焰流重熔; NiCrBSi 涂层; 显微组织; 耐磨性能

中图分类号: TG 174. 442 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253-360X(2016)06-0089-06

0 序 言

自熔合金涂层具有耐热、耐磨、耐蚀等优点^[1], 被广泛应用于石油、化工、电力及国防等领域. 目前, 主要通过火焰喷涂、等离子喷涂等热喷涂工艺制备自熔合金涂层, 涂层呈层状结构, 内部不同程度地存在着分层、微孔、裂纹等缺陷, 影响了涂层与金属基体的结合强度及其致密度. 可通过后续的火焰重熔、感应重熔、炉内重熔、TIG 重熔、高能束(激光、电子束)重熔等对涂层进行表面改性和强化处理, 消除层状结构, 降低孔隙率, 改善涂层组织和性能, 提高零件使用寿命^[2-5]. 但上述重熔方法都具有一定的局限性^[6]: 激光重熔易使基体表层熔化, 产生应力和裂纹; 电子束重熔必须在真空条件下, 且大件及深孔的重熔受到限制; 火焰重熔劳动强度大, 难以做到均匀加热; 感应重熔温度场分布不均, 影响重熔过程的稳定性以及涂层组织与性能的均匀性; 炉内重熔会对基体产生不利影响. 同时, 自熔合金涂层的沉积与重熔一般都采用两种不同的工艺, 加大了制造工艺的复杂性与成本, 降低了生产效率.

等离子喷涂的等离子弧柱细, 电流密度大, 气体电离度高, 具有温度高, 能量集中, 弧稳定性好等特点. 其能量密度和焰流作用范围介于 TIG 焊和高能束焊(如激光束)之间, 将其作为热源对涂层进行原位重熔, 既可简化涂层的制备工艺, 又可获得结合强度高、组织致密的涂层, 但相关研究和工程应用较

少. 文中采用等离子喷涂技术在 2Cr13 不锈钢基体表面沉积 NiCrBSi 涂层, 并采用等离子焰流对喷涂态涂层进行重熔, 分析涂层重熔前后的组织演变规律, 并对重熔涂层的摩擦磨损性能进行试验研究.

1 试验方法

基体选用 2Cr13 不锈钢, 尺寸为 50 mm × 40 mm × 5 mm; 喷涂原料为商用 NiCrBSi 自熔合金粉末, 粒径大小为 30 ~ 80 μm . 两者的化学成分见表 1.

表 1 试验材料的化学成分(质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of experimental materials

材料	C	B	Si	Mn	Ni	Ti	Cr	Fe
2Cr13	0.16	-	0.8	0.8	0.6	0.2	13.0	余量
NiCrBSi	0.63	2.97	4.50	-	余量	-	16.20	5.31

喷涂前将粉末预热, 并对基体表面作除污、喷砂粗化处理. 采用 Kiev-7 等离子喷涂系统, 喷涂工艺参数见表 2, 以压缩空气为主气和送粉气, 制备平均厚度为 2 mm 的涂层. 随后, 采用等离子焰流对涂层进行原位重熔处理, 重熔参数与喷涂工艺相同, 只是将喷枪距离涂层表面的距离由 200 mm 调整为 100 mm, 重熔扫描时间为 2.5 min.

表 2 喷涂/重熔工艺参数

Table 2 Spraying/remelting technological parameters

电流	电压	主气压力	主气流量	载气压力	喷涂/重熔距离
I/A	U/V	p_1/MPa	$q/(\text{L}\cdot\text{h}^{-1})$	p_2/MPa	D/mm
140	200	0.15	6	0.006	200/100

采用 EPMA-1610 型电子探针观察涂层显微组织,分析微区成分;利用 XRD-600 型 X 射线衍射仪分析涂层物相. 利用 ZEISS 4 × 1 金相显微镜,结合 Image J 定量分析软件测定涂层孔隙率. 采用 MH-5D 显微硬度计测定涂层硬度,载荷 0.98 N,加载时间 10 s. 根据 GB/T 8642-2002,采用 CMT5205 万能试验机测量涂层的结合强度.

采用 UMT-2 多功能摩擦磨损试验机,进行球-盘式摩擦磨损试验,对偶材料为 GCr15 磨球. 为保证试验条件的统一,试验前用砂纸预先磨平试样表面,再进行抛光处理. 试验条件:载荷 20 N,转速 50 r/min,半径 4 mm,时间 20 min,两种试验温度:室温和 600 ℃. 利用 OLS4000 型 OLYMPUS 共聚焦激光显微镜测量磨痕截面面积(S),将其乘以磨痕周长(L),计算出磨损体积(V). 采用 JSM-6480 扫描电子显微镜观察磨痕形貌.

2 结果与讨论

2.1 涂层组织

2.1.1 喷涂涂层组织

图 1 所示为喷涂态涂层截面显微组织形貌. 由图 1a 低倍照片可以看出,涂层与基体相互啮合,为典型的机械结合,界面凹凸不平,可见裂纹和夹杂物等缺陷. 涂层内部呈典型的层状结构,由扁平条带粒子和球形颗粒相互交错堆叠而成,条带粒子及球形颗粒之间存在明显的界面或裂纹. 条带粒子约 5 ~ 10 μm 厚、50 ~ 100 μm 长,颗粒直径 30 ~ 50 μm 左右,均与粉末原始尺度相当. 颗粒内部可见孔洞或夹杂物,表明涂层结构不够致密,孔隙率为 4.43%.

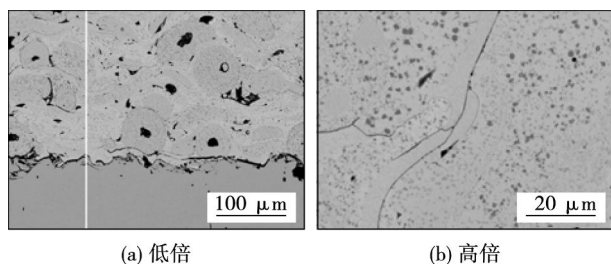


图 1 喷涂涂层截面 SEM 形貌

Fig. 1 SEM images of cross-section of sprayed coating

众所周知,等离子喷涂过程中,焰流对粉末的加热和加速具有随机性,个体差异较大. 粉末颗粒进入焰流的区域不同,在等离子焰流中飞行的时间和获得的热能、动能不同,沉积后的状态、形貌也就不

相同. 研究表明^[7-9],经等离子焰流随机加热、加速后,各种熔化及半熔化的粒子以不同的温度和速度撞击基材表面,与基材表面凹凸处发生机械咬合,后续的粒子持续进行不同程度的扁平化和快速凝固,最终形成层状结构. 高温(高速)粒子扁平化及润湿铺展比较充分,而低温(低速)粒子只能局部展开和平铺,甚至基本保持原形. 由于不同粒子的铺展、润湿、堆叠过程不同,相互之间出现不完全融合(重叠)的现象,同时快速冷却导致熔化的粉末颗粒中过饱和的气体来不及逸出,因此在涂层和颗粒内部形成孔隙^[10]. 涂层中不同组织和物相在快冷、快速成形过程中,因温度和热物性参数的差异而产生热应力,从而导致涂层出现热裂纹或冷裂纹.

图 1b 为涂层截面的 SEM 高倍照片,可见铺展融合后相邻粒子间有明显的界面或微裂纹,黑色的细小粒子(1 μm 左右)弥散分布在颗粒基体内部. EDS 能谱分析表明,颗粒基体主要成分为(原子分数):66% Ni,17% Cr,4% Fe,3% Si;黑色粒子成分为(原子分数):33% B,50% Cr,13% Ni 以及少量 Si,Fe. 研究表明^[11],NiCrBSi 原始粉末为快速凝固组织,成分不均匀,主要由 γ -Ni, Ni_3B , CrB, Cr_2B , $(\text{Cr},\text{Ni})_7\text{C}_3$ 和 $(\text{Cr},\text{Ni})_{23}\text{C}_6$ 相等组成,其中 γ -Ni 中溶有较多的 Cr,Fe,Si,B,C 引起晶格常数增加. 研究 XRD 分析结果进一步证实了上述事实. 喷涂过程冷却速度极快,熔化的颗粒在冲击基体或涂层的过程中虽然实现了扁平化,但还来不及进行充分的元素扩散;半熔化态颗粒外表发生熔化,但其心部未熔,更不可能进行长距离的扩散,故涂层基本保留了粉末态的化学成分和相组成.

图 2 为图 1a 中涂层与基体界面的 EDS 线扫描图谱. 显然,Fe,Cr,B 等元素均陡直变化,表明相互之间没有发生扩散,涂层与基体未产生冶金结合. 涂层内部 Cr 和 B 元素的峰值对应,这从另一个侧面验证了黑色的细小粒子为 CrB, Cr_2B 等.

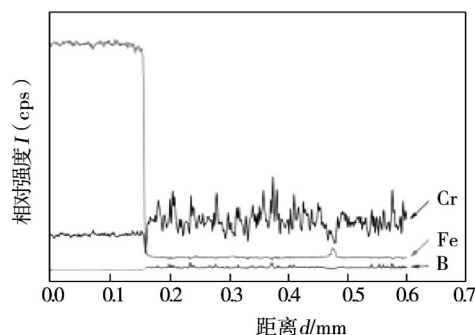


图 2 喷涂涂层界面元素分布

Fig. 2 Elements distribution of sprayed coating

2.1.2 重熔涂层组织

重熔涂层的截面形貌如图3所示。经重熔,原有涂层中层片状结构消失,由粒子间松散堆积的喷涂态转变成致密的铸态, γ -Ni基体上弥散分布着1~15 μm 块状和长条状沉淀相。涂层与基体界面平整,紧邻界面的基材区可见2~3 μm 宽的暗色带,涂层底部有5~15 μm 白亮层。涂层内部未发现明显界面、微裂纹等缺陷,但仍有少量因凝固收缩形成的缩孔(直径小于5 μm),孔隙率 $p < 1\%$,致密性得到显著改善。

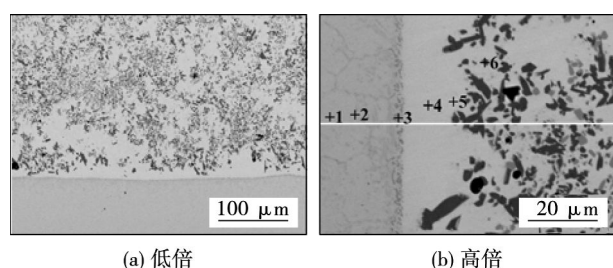


图3 重熔涂层截面 SEM 形貌

Fig. 3 SEM images of cross-section of melted coating

对图3b重熔涂层与基体界面进行EDS线分析,结果如图4所示。与图2相比,重熔态界面处Fe, Ni, Cr, B, Si元素的分布均有一定的坡度,说明重熔过程中在浓度梯度和温度的驱使下各元素之间发生了溶解和扩散。

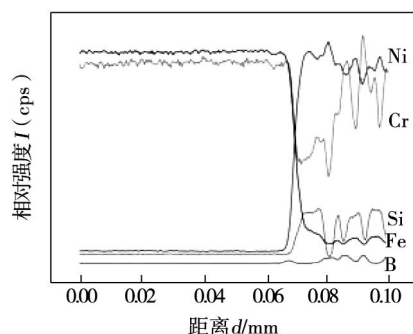


图4 重熔涂层界面元素分布

Fig. 4 Elements distribution of melted coating

重熔时 γ -Ni/ Ni_3B 低熔点共晶容易熔化,产生的液相强化了扩散过程和成分渗透^[2]。除温度和扩散时间外,元素扩散程度还受元素的扩散系数及浓度梯度影响。对照表1可知,2Cr13和NiCrBSi涂层界面处的Fe, Ni, B, Si元素浓度梯度很大,有利于加速扩散;而C和B元素的原子半径小,也有利于扩散。

沿图3b涂层与基体的界面选取6个点进行

EDS分析,结果如表3。界面附近基体中的1号,2号点C, Si元素含量均高于原始成分,尤其是C元素因原子半径小,扩散容易进行,在界面形成C的富集。Ni元素虽然在界面的浓度梯度很高,但其原子半径较大,因此在短时间的重熔过程中扩散距离有限。B元素的原子半径小且在界面的浓度梯度也较大,应能在基体中进行较长距离的扩散,但因其总含量较低,原子会优先沿2Cr13基体的原奥氏体晶界扩散并形成铬的硼化物。3号点位于基体紧邻界面的暗色带区,该区Ni元素, B元素扩散都很充分,且本身含Cr元素量高,因此Ni, Cr, B元素富集,而B元素的活性很强,易与Cr, Ni元素形成暗色的颗粒状或细条状的铬或镍的硼化物。4号,5号点位于涂层的白亮层,Fe原子扩散富集较充分,因此白亮层为含有大量Fe元素和少量Cr, Si, B元素的 γ -Ni固溶体。6号点为涂层中的黑色块状相,以Cr, Ni, B元素为主,应为铬或镍的硼化物。

表3 重熔涂层界面区元素分布(原子分数,%)

Table 3 Elements distribution around interfacial zone of remelted coating

编号	Fe	Ni	Cr	Si	C	B
1	77.07	0	13.69	1.01	8.23	-
2	77.36	0	12.79	0.70	8.44	-
3	49.72	8.44	10.39	1.11	7.79	22.54
4	20.59	58.02	6.19	6.51	8.68	-
5	17.57	62.15	5.16	7.40	7.72	-
6	7.35	24.48	31.30	2.46	0	34.41
涂层	3.58	37.34	13.52	4.81	9.88	30.87

涂层底部形成了5~15 μm 厚的白亮层,这不但与Fe, Ni等原子的扩散有关,也与重熔液化过程相关。重熔过程中试样水平放置,高温熔流将涂层加热到共晶熔点以上温度,形成高温液态熔池,在加热及随后的冷却过程中形成的硼化物和碳化物密度小于 γ -Ni的密度,会向涂层熔池的上部浮游,但因重熔时间很短(2.5 min),硼(碳)化物上浮距离有限。

由图3b可以看出,重熔涂层的内部组织以浅色的 γ -Ni为基体,其上分布有1~15 μm 的块状和长条状的黑色和深灰色物相。相应物相的EDS分析结果如表4所示,由此可以判定黑色相为CrB,深灰色

表4 重熔涂层内部特征点 EDS 结果(原子分数,%)

Table 4 EDS result of featured points in melted coating

编号	Ni	Cr	B	Fe	C
7	2.07	51.82	45.49	0.63	-
8	5.59	50.96	14.29	2.84	26.32
9	85.19	4.81	-	3.49	6.51

相为铬的硼(碳)化物;由于液相扩散反应充分,C,B,Cr 偏聚后形成化合物相,导致 Ni 元素在基体 γ -Ni 相中的含量提高,并超过了喷涂粉末的原始 Ni 元素含量。

2.2 涂层 XRD 分析

图 5 为喷涂粉末、喷涂涂层、重熔涂层表面和底部白亮层的 XRD 图谱。由图 5 可知,喷涂涂层和重熔涂层表面的物相与原始粉末基本相同,都是由 γ -Ni, Ni_3B , CrB, Cr_2B , Cr_7C_3 和 Cr_{23}C_6 等组成,但喷涂涂层出现衍射峰宽化,这是因为等离子喷涂和重熔都具有快速凝固特点,部分涂层在液态冷却过程中以非晶态形式存在。重熔涂层的 CrB, Cr_2B , Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6 相的峰值升高,表明形成了更多的化合物相;而白亮层以 γ -Ni 峰为主, CrB, Ni_3B , Cr_7C_3 , Cr_2B , Cr_{23}C_6 峰的强度降低或消失。这些都与 SEM 和 EDS 的分析结果相吻合。

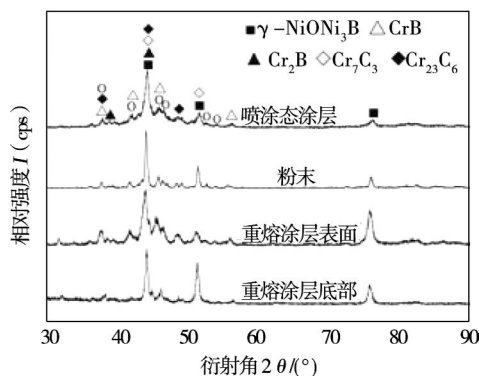


图 5 XRD 图谱

Fig. 5 X-ray diffraction spectrum

2.3 涂层力学和耐磨性能

2.3.1 力学性能

拉伸试验结果表明,试样的断裂均发生在涂层/基体结合界面处, NiCrBSi 喷涂涂层与 2Cr13 基体的结合强度为 50 MPa,而重熔涂层与基体的结合强度达 200 MPa。说明等离子焰流重熔时,涂层熔池与基体间发生了元素扩散和反应,并改善了涂层致密性,因此涂层的结合强度大大提高。

图 6 为重熔 NiCrBSi 涂层的显微硬度分布曲线。根据硬度变化规律,从基体到涂层可分为三个区域:①基体区:为马氏体不锈钢,硬度较低(249 HV)。②界面区:包含基体和涂层两部分,其中近基体区由于 Ni 的扩散富集,增加了淬透性并提高固溶强化程度,所获马氏体硬度达 430 HV;而基体暗色带(界面反应区)因生成硼化物,硬度提高到 490 HV。③涂层区:其中底部白亮层为固溶有大量 Fe 和少量 Cr,

Si, B 的 γ -Ni 固溶体,硬度为 930 HV,而涂层内部主要为 γ -Ni 固溶体及弥散分布的 Ni_3B , CrB, Cr_2B , Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6 等,且由于扩散距离及硬质相上浮,越靠近涂层上部,硬质相越多,涂层中的 Ni 元素含量也越多,因此硬度逐渐上升。涂层平均硬度为 1010 HV 左右,而喷涂态 NiCrBSi 涂层的平均硬度为 745 HV。

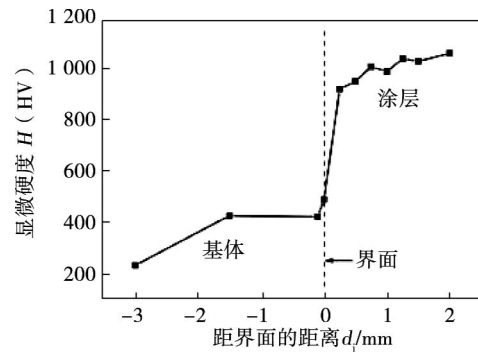


图 6 重熔涂层的显微硬度

Fig. 6 Microhardness of melted coating

研究^[12]表明,喷涂涂层内部界面间结合面积一般小于总界面的 1/3, 2/3 以上为未结合界面,涂层内部组织结构疏松,导致喷涂涂层硬度较低。重熔涂层硬度提高有两方面的原因,一是重熔有效消除了喷涂涂层的层状结构及大部分孔隙;二是重熔过程中,元素进行了扩散反应,并经快速凝固形成了大量弥散分布的细小碳化物、硼化物硬质相。

2.3.2 耐磨性能

摩擦磨损试验的磨痕三维形貌如图 7 所示。由图 7 中磨痕尺寸可计算出磨损体积。室温和 600 °C 对磨 20 min 后, 2Cr13 基体的磨损体积为 0.213 mm³ 和 0.263 mm³, NiCrBSi 重熔涂层的磨损体积为 0.134 mm³ 和 0.052 mm³。显然,相同温度条件下涂层的磨损体积小于基体,表明涂层重熔后 γ -Ni 基体的致密度提高,并析出 Ni_3B , CrB 和 Cr_7C_3 等高硬度相,使其具有优良的耐磨性能。

图 8 为室温和 600 °C 下基体和涂层的磨痕形貌。2Cr13 基体、NiCrBSi 涂层和 GCr15 对磨球都是金属材料,硬度分别为 249 HV, 1010 HV 和 900 HV, 2Cr13 较软,涂层和对磨球硬度较高,且硬度值相当。由磨痕形貌看,室温下基体、涂层的磨损都具有磨料磨损和粘着磨损共同作用的特点,但涂层硬度高,因此其室温磨损体积仅为 2Cr13 基体的 63%。

值得注意的是,随试验温度的提高,基体的磨损体积也提高,但重熔涂层的高温磨损体积反而低于室温磨损。图 9 为 2Cr13 基体和涂层在 600 °C 下的磨痕曲线,基体磨痕宽度和深度为 1 200 μm 和 40

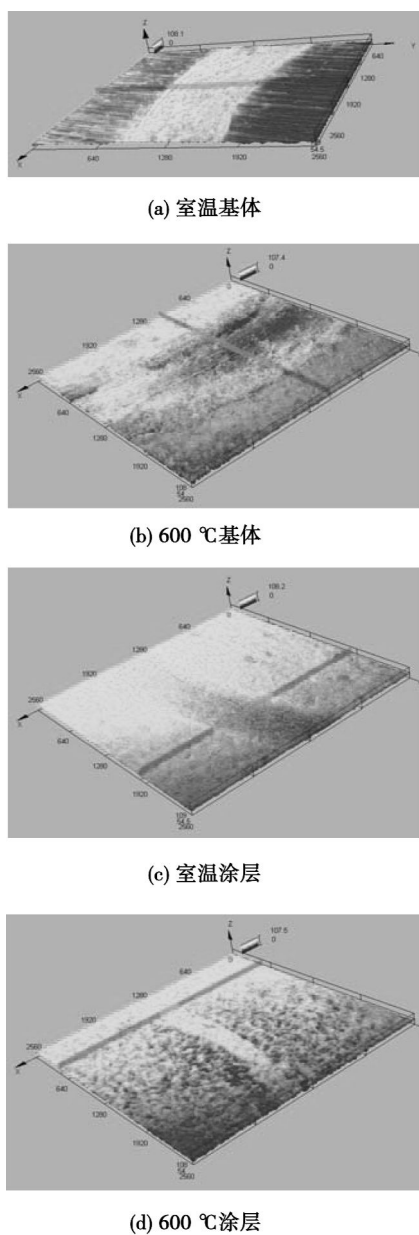


图7 基体和重熔涂层的磨痕三维形貌

Fig. 7 3D surface mapping of wear scars of substrate and melted coating

μm ,重熔涂层磨痕宽度和深度仅为 $400\ \mu\text{m}$ 和 $13\ \mu\text{m}$. 基体磨痕边缘有两个大于 $40\ \mu\text{m}$ 的高峰,说明在高温摩擦磨损条件下产生了严重的塑性变形^[13];而涂层的磨痕曲线很浅且平整. 这些特征都与磨痕三维形貌和 SEM 形貌相吻合.

高温状态下,2Cr13 基体、涂层及 GCr15 摩擦副都会出现一定程度的软化,且更容易产生粘着或焊合,并在相对切向运动中发生剪断或撕裂,致使材料转移或剥落,因此在高温摩擦中表现出粘着磨损的特征. 同时,高温环境下还会产生高温氧化磨损. 2Cr13 钢表面高温氧化,一般形成经典的 Fe_2O_3 - Fe_3O_4 - FeO 三层结构,各氧化膜完整性判据 $\text{PBR} \approx 1$,

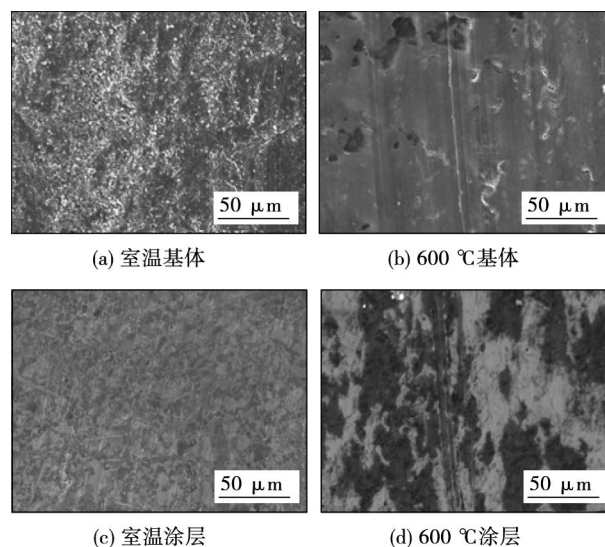


图8 基体和重熔涂层的磨痕 SEM 形貌

Fig. 8 SEM morphology of wear scars

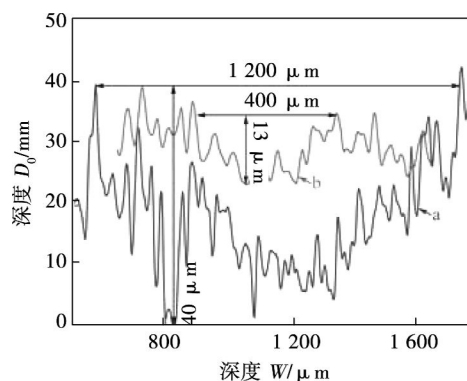


图9 600 °C下基体和重熔涂层磨痕曲线

Fig. 9 Graph of wear scars of substrate and melted coating at 600 °C

即是完整致密、具有保护性的氧化膜,当然也会形成致密的 Cr_2O_3 氧化膜,对基体起到一定的保护作用^[14]. 也有研究^[15]表明,FeO 是 P 型半导体,结构疏松,具有高浓度的 Fe^{2+} 空位,致使 Fe^{2+} 快速扩散和氧化物迅速生长,抗氧化性急剧下降,因此氧化和脱皮严重. 但在高温摩擦条件下,磨损与氧化往往同时发生,由于力和热的作用,摩擦表面形成的氧化物膜也将发生破裂、再生和转移,使氧化膜磨损破坏;气体介质对摩擦区材料的激活作用又将导致氧化膜再生. 因此,摩擦过程中,氧化膜的形成和破坏交替进行,磨损量逐渐增加,一部分磨屑从对磨面间排出,另一部分残留在对磨面之间,起到了磨粒作用^[16]. GCr15 含 C、Cr 元素较高,因而其马氏体基体具有较高硬度,形成的合金碳化物熔点高于 $1575\ ^\circ\text{C}$,硬度大于 $1320\ \text{HV}$ ^[17],因此具有一定的高温稳定性和硬度. 2Cr13 含 C 元素量较低,其马氏体基体硬度

也较低,且组织中碳化物较少,当高温时材料变软,硬度迅速下降. 因此高温摩擦磨损时,GCr15 磨球相对硬度较高,使 2Cr13 基体材料发生严重的塑性变形和磨损. 综上所述,600 ℃ 高温下 2Cr13 基体的磨损高于室温,其磨损为粘着磨损、磨粒磨损、氧化磨损和塑性形变综合作用的结果.

NiCrBSi 属高温合金材料,具有硬度高、热稳定性及化学稳定性好、耐磨、耐蚀等优点. 重熔后的 NiCrBSi 涂层具有致密均匀的组织结构, γ -Ni 基固溶体本身就具有高硬度和良好的高温稳定性能^[18],且涂层内部弥散分布大量的 Ni_3B 、CrB 和 Cr_7C_3 等高硬度化合物相,其中 Cr_7C_3 和 CrB 的硬度分别为 1 830 HV^[17],1 278 HV^[19],并在 900 ℃ 以下具有良好的热稳定性. 由此可见,NiCrBSi 涂层和 GCr15 对磨球在 600 ℃ 下的力学性能相当,相互间的摩擦磨损较小. 同时,NiCrBSi 涂层含有大量的 Cr、Ni 元素,在高温下能生成 Cr_2O_3 、NiO 及尖晶石型的 NiCr_2O_4 等结构致密的氧化物,阻止了氧元素的扩散,具有很高的抗高温氧化性能. 因此,重熔涂层的高温磨损体积下降,仅为室温磨损体积的 38%,相当于 2Cr13 基体 600 ℃ 磨损量的 20%.

3 结 论

(1) 采用等离子喷涂技术在 2Cr13 基体上制备了 2 mm 厚的 NiCrBSi 涂层,进而对喷涂涂层进行等离子焰流原位重熔处理,孔隙率 < 1%,平均显微硬度为 1 010 HV,与基体的结合强度高达 200 MPa,涂层组织和致密性显著改善,力学性能大大提高.

(2) 重熔前后涂层组成基本相同,由 γ -Ni 固溶体以及 Ni_3B 、CrB、 Cr_2B 、 Cr_7C_3 和 Cr_{23}C_6 等硬质相组成. 重熔后,涂层由粒子间层状堆积状态转变成致密的铸态, γ -Ni 基体上弥散分布细小块状和长条状沉淀相,紧邻界面的基材形成 2 ~ 3 μm 宽扩散反应带.

(3) 室温和 600 ℃ 下,重熔涂层的耐磨性能均优于 2Cr13 基体. 尤其在高温磨损条件下,重熔涂层的磨损体积仅为室温的 38%,2Cr13 基体的 20%.

参考文献:

- [1] Miguel J M, Guilemany J M, Vizcaino S. Tribological study of NiCrBSi coating obtained by different processes[J]. Tribol Int., 2003, 36(3): 181-187.
- [2] González R, García M A, Penuelas I, et al. Microstructural study of NiCrBSi coatings obtained by different processes[J]. Wear, 2007, 263(1): 619-624.
- [3] Serres N, Hlawka F, Costil S, et al. Microstructures of metallic NiCrBSi coatings manufactured via hybrid plasma spray and in situ laser remelting process[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2011, 20(1-2): 336-343.
- [4] Gonzalez R, Cadenas M, Fernandez R, et al. Wear behaviour of flame sprayed NiCrBSi coating remelted by flame or by laser[J]. Wear, 2007, 262(3): 301-307.
- [5] 李振铎,于月光,曾克里,等. 电子束重熔 Ni60A 自熔合金涂层的研究[J]. 矿冶, 2003, 12(3): 52-56.
Li Zhenduo, Yu Yueguang, Zeng Keli, et al. Research on Ni60A selfrefusing alloy coating formed by electron ray refusing[J]. Mining Metallurgy, 2003, 12(3): 52-56.
- [6] 安树春,程汉池,栗卓新,等. 热喷涂涂层的重熔后处理工艺研究进展[J]. 表面技术, 2009, 38(2): 73-77.
An Shuchun, Cheng Hanchi, Li Zhuoxin, et al. Progress of post remelting technology for hot sprayed coating[J]. Surface Technology, 2009, 38(2): 73-77.
- [7] 陈 燕,芦 笙,陈 静,等. AZ91D 镁合金等离子喷涂 NiAl/陶瓷涂层的组织和性能[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(4): 1094-1095.
Chen Yan, Lu Sheng, Chen Jing, et al. Microstructure and properties of Ni/Al/ceramic coatings plesme-sprayed on AZ91D magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(4): 1094-1095.
- [8] Parco M, Zhao L, Zwick J, et al. Investigation of particle flattening behaviour and bonding mechanisms of APS sprayed coatings on magnesium alloys[J]. Surface and Coatings Technology, 2007, 201(14): 6290-6296.
- [9] Lin X, Zeng Y, Lee S W, et al. Characterization of alumina - 3 wt.% titania coating prepared by plasma spraying of nanostructured powders[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2004, 24(4): 627-634.
- [10] 王明辉,洪永昌. 激光重熔镍基合金热喷涂层组织及高温抗氧化性能的研究[J]. 热处理, 2012, 27(2): 46-51.
Wang Minghui, Hong Yongchang. Microstructure and high temperature oxidation behavior of hot spray welded Ni-based alloy coating subjected to laser remelting[J]. Heat Treatment, 2012, 27(2): 46-51.
- [11] 韩耀武. 等离子喷涂复合材料涂层(WCp 、 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{p}$ /NiCrBSi)的组织与性能研究[D]. 吉林: 吉林大学, 2010.
- [12] Ohmori A, Li C J. Quantitative characterization of the structure of plasma sprayed Al_2O_3 coating by using copper electroplating[J]. Thin Solid Films, 1991, 201(2): 241-252.
- [13] Guo C, Zhou J, Chen J, et al. High temperature wear resistance of laser cladding NiCrBSi and NiCrBSi/WC-Ni composite coatings[J]. Wear, 2011, 270(7): 492-498.
- [14] 李美栓. 金属的高温腐蚀[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2001.
- [15] 曹 艳,李涌泉,褚芳芳. 45 钢表面 Ni20 合金激光熔覆层的组织及抗高温氧化性能[J]. 表面技术, 2012, 41(3): 54-55.
Cao Yan, Li Yongquan, Zhu Fangfang. Microstructure and high temperature oxidation resistance of laser cladding Ni20 alloy on 45 steel[J]. Surface Technology, 2012, 41(3): 54-55.

没有发生变化. 由图 11b 可以看出,当背面焊缝开始成形以后, α, β 角随着送丝速度的增大而减小,但是变化不大,均能保持在 120° 以上.

当焊丝填充量较小时,大部分焊丝都在熔池边缘熔化形成液态熔池金属,大都形成了正面焊缝,因而背面焊缝没有成形,随着送丝填充量的增加,焊丝能够伸入到熔池中心,并且在电弧压力的作用下,熔池金属被吹到背面,获得良好的成形.

3 结 论

焊接电流是焊缝成型的首要条件,它能够保证焊缝的熔透深度,电弧电压的作用次之;送丝速度和电弧电压决定了背面焊缝成型,可以根据所需要的焊缝成型调整工艺参数;脉冲频率对于正面焊缝成型的影响比较显著,随着脉冲频率的增加,焊缝下淌倾向明显减小.

参考文献:

- [1] 陶祖潜, 隋锡文. ABB 公司焊接转子技术[J]. 上海汽轮机, 1990, 2: 1-8.
Tao Zuqian, Sui Xiwen. Welding rotor technology of ABB compa-

ny[J]. Shanghai Turbine, 1990, 2: 1-8.

- [2] 沈红卫, 王思玉, 刘 霞. 新焊接转子材料 25Cr2Ni2MoV 钢的试制及其性能试验[J]. 热力透平, 2008, 3(37): 149-152.
Shen Hongwei, Wang Siyu, Liu Xia. Development and performance test of new rotor material 25Cr2Ni2MoV[J]. Thermal Turbine, 2008, 3(37): 149-152.
- [3] 荆学东, 尚久浩, 侯高强, 等. TIG 焊接中单面焊双面成型的研究[J]. 西北轻工业学院学报, 2000, 3(18): 66-69.
Jin Xuedong, Shang Jiuhao, Hou Gaoqiang, et al. Research of one-side welding with back free formation for TIG welding[J]. Journal of Northwest University of Light Industry, 2000, 3(18): 66-69.
- [4] 吴 敏, 杜学铭. MAG 焊单面焊双面成型影响因素分析[J]. 中国水运, 2009, 5(9): 113-115.
Wu Min, Du Xueming. Influencing factors of one-side welding with back free formation for MAG welding[J]. China Water Transport, 2009, 5(9): 113-115.
- [5] 中国机械工程学会焊接学会. 焊接手册—材料的焊接(2)[M]. 北京: 机械工业出版社, 2008.

作者简介: 杜 森,男,1974 年出生,本科. 主要从事焊接行业信息、焊接材料与工艺研究. 发表论文 7 篇. Email: clumiao001@126.com

通讯作者: 吕晓春,男,1978 年出生,高级工程师. Email: lvxiaochun@163.com

[上接第 94 页]

- [16] 孙荣禄, 杨贤金. 45 钢表面激光熔覆 NiCrBSi 涂层的组织和摩擦磨损性能[J]. 材料工程, 2005(8): 20-23.
Sun Ronglu, Yang Xianjin. Microstructure and tribological properties of NiCrBSi laser cladding on 45 steel substrate[J]. Journal of Materials Engineering, 2005(8): 20-23.
- [17] 闵 婷, 高义民, 李烨飞, 等. 第一性原理研究碳化铬的电子结构、硬度和德拜温度[J]. 稀有金属材料工程, 2012, 41(2): 271-275.
Min Ting, Gao Yimin, Li Yefei, et al. First-Principle calculation study on the electronic structures, hardness and debye temperature of chromium carbides[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(2): 271-275.
- [18] Martin A, Rodriguez J, Fernandez J E, et al. Sliding wear be-

haviour of plasma sprayed WC-NiCrBSi coatings at different temperatures[J]. Wear, 2001, 251(1): 1017-1022.

- [19] 杜晓峰, 丁厚福, 宣天鹏. CrB 价电子结构对其性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(12): 1980-1985.
Du Xiaofeng, Ding Houfu, Xuan Tianpeng. Effect of valence electron structure on property of CrB[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(12): 1980-1985.

作者简介: 田立辉,男,1981 年出生,博士,讲师. 主要从事热喷涂领域的科研和教学工作. 发表论文 10 余篇. Email: justtlh@163.com

通讯作者: 芦 笙,男,博士,教授. Email: lusheng88168@qq.com.