

## 高铬明弧堆焊合金的显微组织及耐磨性

龚建勋, 肖逸锋

(湘潭大学 机械工程学院, 湘潭 411105)

**摘 要:** 采用金属粉型药芯焊丝自保护明弧焊方法制备了含有(质量分数,%) Cr 21~23, C 3.5~4.2, Si 1.4~1.6, B 0~1.8 的耐磨合金。采用光学显微镜、X射线衍射仪、扫描电镜和电子能谱仪, 研究  $B_4C$  对其显微组织及耐磨性的影响, 分析了明弧堆焊熔池凝固特点及 Si, B 等元素对焊缝脱氧的影响。结果表明,  $Si_3C_3$  可充当初生  $M_7C_3$  相的非均匀形核核心, 随着外加  $B_4C$  含量增加, 初生  $M_7C_3$  相体积分数和尺寸均显著增加, 形态由弥散分布转为聚集排列。此外, 湿砂磨粒磨损试验和表面磨损形貌分析结果显示其耐磨性取决于初生  $M_7C_3$  相尺寸及分布形态, 微观剥落为主要磨损机理。

**关键词:** 明弧; 高铬; 堆焊; 耐磨性; 显微组织

**中图分类号:** TG422.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253-360X(2012)11-0043-04



龚建勋

## 0 序 言

据不完全统计, 因磨损、腐蚀造成经济损失约占中国 GDP 的 9.5%<sup>[1]</sup>。作为一种快速、经济且可靠的表面工程技术之一, 堆焊已经应用于制造或修复受损的先进机械装备耐磨、耐腐蚀涂层, 如混凝土输送管、水泥厂风机叶轮和磨煤辊等<sup>[2]</sup>, 其中金属粉型自保护明弧药芯焊丝以不需清渣、节能省材及熔敷效率高等优点近来倍受厂家青睐<sup>[3]</sup>。由于金属粉型药芯焊丝无矿石粉等造渣组份, 自保护明弧焊时易形成 FeO 等氧化物, 熔体黏度大, 且明弧焊缝比埋弧焊冷却快, 致使焊缝易成型不良, 产生缩孔等缺陷。鉴于上述情况, 选择向金属粉型高铬药芯焊丝加入适量自脱氧组份, 如 Si, B 元素组份, 配合适量石墨并使之氧化形成自生保护气体, 文中研究了该高铬明弧堆焊合金的显微组织及耐磨性。

## 1 试验方法

金属粉型药芯焊丝外表为 H08A 钢, 药芯由高碳铬铁(60% Cr, 8% C)、石墨( $\geq 98\%$  C)、碳化硼( $B_4C$ )、碳化硅( $SiC$ )、钛铁(25% Ti)、铝粉等粉末原料组成。所有粉末混合搅拌均匀, 由药芯焊丝成形

机 YHZ-1 轧制为  $\phi 4.2$  mm 焊丝, 再拉拔减径至  $\phi 3.2$  mm 备用。

在 150 mm×75 mm×16 mm 的 Q235 钢试板上, 药芯焊丝用焊机 MZ-1000 自保护明弧堆焊两层, 焊接电流 450 A, 小车行走速度 45 cm/min。焊后焊缝表面接近无渣, 无气孔等缺陷。该堆焊涂层成分(质量分数,%)为: Cr 21~23, C 3.5~4.2, Si 1.4~1.6, B 0~1.8。余量为铁。通过改变药芯焊丝中  $B_4C$  颗粒含量, 不足 100% 之余量部分以还原铁粉补充, 所制备的堆焊合金试样及性能如表 1 所示。

表 1 高铬明弧堆焊合金的  $B_4C$  成分区别及性能  
Table 1  $B_4C$  composition difference and properties of high chromium open arc hardfacing alloys

试样	$B_4C$ 质量分数 $w(\%)$	硬度(HRC)	裂纹情况
1 号	0	62.8	无
2 号	2	57.7	无
3 号	4	58.6	无
4 号	5	62.5	无
5 号	6	63.8	开裂
6 号	8	67.0	开裂

用 HR-150 洛氏硬度计测试堆焊合金硬度; 以堆焊合金表层作为研究对象, 电火花线切割制备 12 mm×10 mm×25 mm 金相试样和 57 mm×25.5 mm×6 mm 耐磨性试样。在 JSM-6360LV 扫描电镜上观察

收稿日期: 2011-08-29

基金项目: 湖南省自然科学基金委员会和湘潭市政府自然科学基金联合基金资助项目(11JJ9015); 湖南省教育厅重点资助项目(11A114); 国家自然科学基金资助项目(51271158)

其显微组织 其附属电子能谱仪 Oxford7854 分析其微区成分. 选用抛光但未腐蚀 1 号与 4 号金相试样作为 D/MAX2550VB 型 X-射线衍射仪分析样品. 耐磨性试验采用 MLS-23 型湿砂橡胶轮式磨损试验机, 用磨损失重  $\Delta M$  作为评价试样耐磨性依据.

## 2 结果与讨论

### 2.1 显微组织及相组成分析

高铬明弧堆焊合金的显微组织如图 1 所示, 1 号和 4 号试样的相组成 XRD 分析见图 2. 由此可知, 除了 1 号试样含有少量的  $\gamma$ -Fe 相, 即图 1a 所示团状白色区域, 堆焊合金基体主要由  $\alpha$ -Fe 组成. 硬质相包含  $M_7C_3$ ,  $Si_5C_3$ ,  $M_3C$  和  $Fe_4N$  等相, 其中 M 代表 Fe, Cr 等元素, 着  $B_4C$  颗粒加入, 增加了  $Fe_2B$ ,  $B_4C$  等相, 还有  $Al_2O_3$  和碳末等. 依据 XRD 分析结果可知图 1 所示白色六方块体为初生  $M_7C_3$  相.

对比图 1a ~ 图 1d 可知, 随着药芯焊丝中  $B_4C$  颗粒数量增加, 最为明显的是初生  $M_7C_3$  相从 5 ~ 10  $\mu m$  增加 15 ~ 30  $\mu m$ , 体积分数提高, 形态从弥散分布逐渐转为聚集排列, 这使合金脆性增加, 如表 1 显示  $B_4C$  颗粒加入量 6% 和 8% 时焊缝均开裂.

堆焊时电弧电流集中于药芯焊丝的 H08A 钢外表部分, 该部分稍先于粉末药芯熔化. 鉴于明弧焊缝冷却速度快, 熔池高温停留时间短, 可使所加入的一部分硬质相颗粒, 如  $B_4C$  (熔点 2 450  $^{\circ}C$ ),  $SiC$  (2 600  $^{\circ}C$  分解) 等, 在熔池凝固结晶前处于半熔化或不完全熔化态.

图 2 所示高铬明弧堆焊合金的 XRD 谱未见  $SiC$  相特征峰, 而是  $Si_5C_3$  相, 由未完全熔化的  $SiC$  颗粒凝固前受热产生脱碳反应, 即有:  $5SiC \rightarrow Si_5C_3 + 2C$ . 由于  $Si_5C_3$  为立方晶系,  $a = 4.523$ ;  $M_7C_3$  为六方晶系,  $a = 13.98$ ,  $c = 4.523$ , 两者的晶格常数中  $Si_5C_3$  相  $a$  值与  $M_7C_3$  相  $c$  值相同, 而  $M_7C_3$  相以  $Si_5C_3$  为基底颗粒 (1 0 0) 等界面上形核, 其错配度为

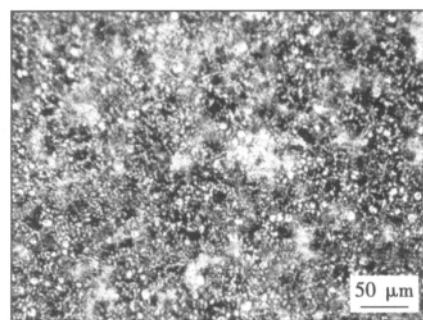
$$\delta = (a_n - a_s) / a_n \times 100\% =$$

$$(13.98 - 3 \times 4.523) / 13.98 \times 100\% = 2.9\% \quad (1)$$

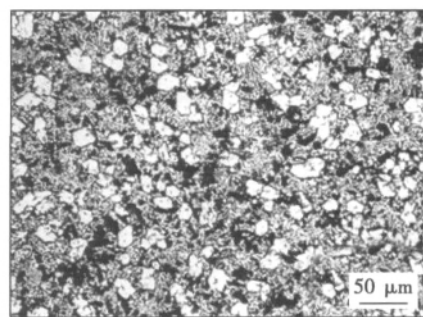
式中:  $a_n$  为形核相晶格常数;  $a_s$  为基底晶格常数.

依据非均匀形核接触媒效用的点阵错配度理论<sup>[4]</sup>, 当  $\delta < 8\%$  时, 所需临界形核功小, 非均匀形核作用明显, 可使晶粒显著细化. 这表明  $Si_5C_3$  适合作为初生  $M_7C_3$  相的非均匀形核核心, 使其数量增加并弥散分布, 图 1a 所示 1 号试样的  $M_7C_3$  颗粒分布特点验证了上述分析.

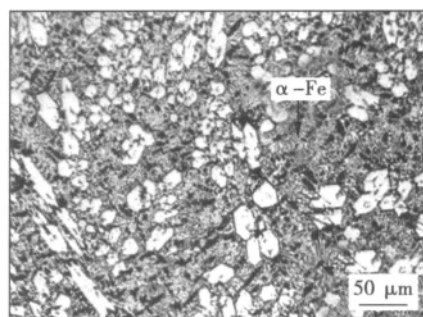
图 1d 显示初生  $M_7C_3$  颗粒内嵌硬质相颗粒, 该颗粒与  $M_7C_3$  相界面存在黑色粉末物质, 并可见其



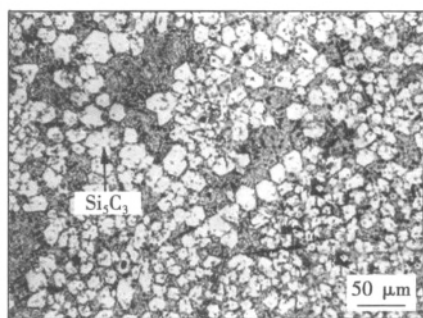
(a) 1号



(b) 2号



(c) 4号



(d) 5号

图 1 高铬明弧堆焊合金的显微组织

Fig. 1 Microstructures of high chromium open arc hard-facing alloys

污染了试样表面, 图 1c 存在类似情况. 因  $B_4C$  颗粒属于菱方晶系,  $a = 5.600$ ,  $c = 12.120$  与  $M_7C_3$  晶格常数相差较大, 结合上述分析结果, 可认为该内嵌颗粒为  $Si_5C_3$ , 黑色粉末物质为游离碳堆积而成. 由图 1 还可知, 随着  $B_4C$  颗粒加入量提高, 游离碳越来越多. 随着外加  $B_4C$  颗粒分解数量愈多而使碳浓度

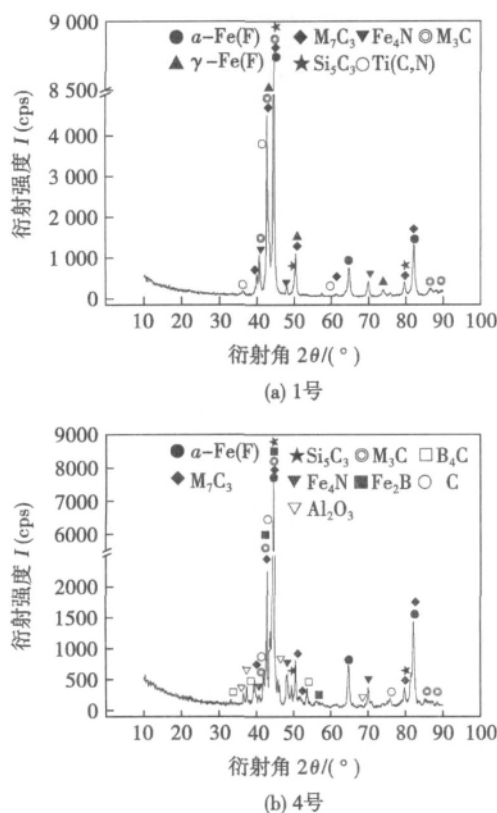


图 2 高铬明弧堆焊合金的 XRD 谱

Fig. 2 XRD patterns of high chromium open arc hardfacing alloys

扩散驱动力降低, 游离碳易在  $\text{Si}_3\text{C}_3$  和  $\text{M}_7\text{C}_3$  相界面聚集形成碳末, 使其易脱落而降低耐磨性。

依据热力学分析可知, 合金中  $\text{TiN}$ ,  $\text{AlN}$  和  $\text{CrN}$  等氮化物先于  $\text{Fe}_4\text{N}$  相形成, 可抑制  $\text{Fe}_4\text{N}$  相形成。但图 2 所示 1 号和 4 号试样的 XRD 谱除 1 号试样有微弱的  $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$  相特征峰外, 二者均有中等强度的  $\text{Fe}_4\text{N}$  相特征峰, 尽管 2 号药芯焊丝  $\text{B}_4\text{C}$  颗粒加入量为 5%, 1 号试样没有, 但两者  $\text{Fe}_4\text{N}$  相 (2 2 0) 面, 即面间距为 0.134 nm 的特征峰强度基本相同, 这表明  $\text{B}_4\text{C}$  颗粒分解并不能有效阻碍 N 原子向焊缝过渡。同时说明, 药芯焊丝低碳钢外表部分稍先于药芯部分熔化, 由于明弧焊缝冷却快, 使得药芯及外表各自熔体没有充分混合均匀就凝固, 而外表熔体溶解了较高的氮含量, 产生如下冶金反应:  $\text{Fe} + 2\text{N}_2 \rightarrow \text{Fe}_4\text{N}$ 。鉴于  $\text{Fe}_4\text{N}$  相多以针状形式出现, 而同类埋弧合金 XRD 谱未见该相特征峰<sup>[5]</sup>, 因而明弧合金比埋弧合金硬度高, 而塑性、韧性低, 更易萌生裂纹。

试验结果还显示, 若不向高铬药芯焊丝加入适量含 Si, B 元素组份, 其明弧焊缝成形差, 表面覆盖一层疏松的氧化层, 主要为  $\text{FeO}$ , 而加入 Si, B 元素组份的焊缝其表面氧化物数量极少。这是因为  $\text{B}_4\text{C}$  颗粒分解使熔池增硼, 与  $\text{SiC}$  分解所释放出的 Si 原

子, 与 Fe 等元素形成易熔共晶<sup>[6]</sup>, 提高熔体流动性而改善焊缝成形, 并降低发尘量。另外, B, Si 元素对 O 元素的亲和力较强, 可将  $\text{FeO}$  还原, 氧化后形成  $\text{B}_2\text{O}_3$  和  $\text{SiO}_2$ , 与其它金属氧化物复合形成硼酸盐, 可覆盖液态金属表面, 起保护作用, 冷却后脱落。从焊缝表面残留熔渣数量较少可知, 上述熔渣对焊缝保护作用有限, 主要应是石墨或其它组份中的 C 原子氧化产生的  $\text{CO}_2$  或  $\text{CO}$  气体所致。

铝粉主要起到先期脱氧、抑制飞溅的作用, 但形成高熔点  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 如熔池中含有数量较多的未熔  $\text{B}_4\text{C}$  等颗粒, 熔体流动性差,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  难以及时浮出而形成夹渣。明弧堆焊药芯焊丝应严格控制铝粉, 钛铁等脱氧剂加入量, 不宜加入过量的高熔点硬质相颗粒, 以免影响焊缝成形。

图 3 为高铬明弧堆焊合金的碳化物形貌。图 1a 所示白色团状区域对应图 3a 的白色区域, 而图 3a 显示该区组织为 ( $\gamma\text{-Fe} + \text{初生 } \text{M}_7\text{C}_3$ ) , 局部区域  $\gamma\text{-Fe}$  转变为共晶组织 ( $\alpha\text{-Fe} + \text{M}_3\text{C}$ )。从图 3a 可知, 1 号试样的初生  $\text{M}_7\text{C}_3$  相分布均匀, 但其周围组织有三种:  $\gamma\text{-Fe}$  ( $\alpha\text{-Fe} + \text{M}_3\text{C}$ ) 和  $\alpha\text{-Fe}$ , 这说明堆焊熔池在合金组份未充分混合均匀的条件下就已凝固结晶。图 3b 显示其初生相为  $\text{M}_7\text{C}_3$  相变过程为:  $L \rightarrow \text{初生 } \text{M}_7\text{C}_3 + L \rightarrow \text{初生 } \text{M}_7\text{C}_3 + \text{共晶组织} (\gamma\text{-Fe} + \text{Fe}_2\text{B}) \rightarrow \text{初生 } \text{M}_7\text{C}_3 + \text{共晶组织} (\alpha\text{-Fe} + \text{M}_3\text{C} + \text{Fe}_2\text{B})$ 。

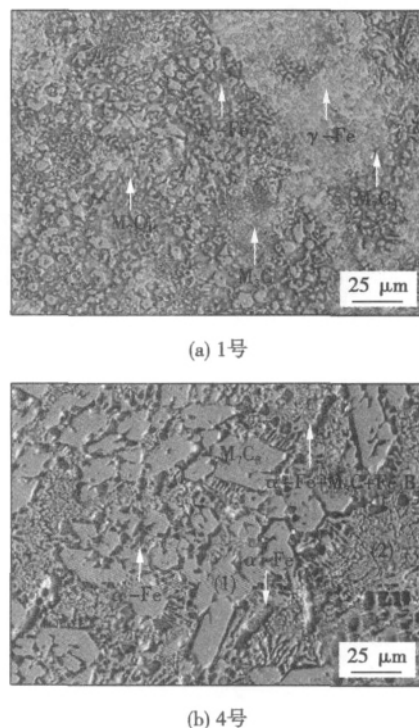


图 3 高铬堆焊明弧合金的碳化物形貌  
Fig. 3 Carbide morphology of high chromium open arc hardfacing alloys

按照结晶相变理论,初生  $M_7C_3$  相形成后其残留熔体产生共晶反应,但值得注意的是,图 1c 和图 3b 显示初生  $M_7C_3$  相周围部分出现了胞状  $\alpha\text{-Fe}$ ,而这是亚共晶合金先析  $\gamma\text{-Fe}$  相的典型形态,数量较少,其周围形成了共晶组织 ( $\alpha\text{-Fe} + M_3C + Fe_2B$ )。这是因为,初生  $M_7C_3$  相析出消耗了大量 Cr 和 C 原子,并使残留熔体中 B、Si 元素含量偏高, Cr、C 元素含量降低,导致其凝固温度降低。对图 3b 所示微区 (1) 和微区 (2) 进行 EDS 成分 (质量分数, %) 分析,结果显示 (1) 处成分为 Cr 31.96, Ti 0.09; 微区 (2) 为 Cr 4.72, Si 6.39, 其中微区 (1) 的碳含量为微区 (2) 的 4.4 倍,微区 EDS 能谱分析证实了 Cr、Si 和 C 元素分布符合上述分析。由于明弧堆焊熔体中的合金组份在未充分混合均匀的条件下开始凝固结晶,析出初生  $M_7C_3$  相后,其残留熔体实际成分属于亚共晶合金,因而形成胞状贫铬  $\gamma\text{-Fe}$  相,冷却后失稳转变为  $\alpha\text{-Fe}$ 。

## 2.2 耐磨性分析

图 4 为药芯焊丝中的  $B_4C$  颗粒含量 (质量分数) 对高铬明弧堆焊合金硬度及耐磨性的影响。当  $B_4C$  颗粒加入 2% 时,其硬度下降至 57.7HRC,磨损失重也下降,即耐磨性改善。对比图 1a 和图 1b 可知,1 号试样初生  $M_7C_3$  相颗粒数量多且弥散分布,硬度高,但初生  $M_7C_3$  相颗粒尺寸小,易随磨损切屑而流失,丧失耐磨质点作用,磨损失重大。2 号试样初生  $M_7C_3$  数量比 1 号试样减少,即颗粒弥散强化作用减弱,合金强度低,硬度下降,但其初生  $M_7C_3$  尺寸和体积分数明显比 1 号试样大,不易随磨损切屑流失,对磨粒的显微切削磨损阻碍作用强,因而耐磨性好。

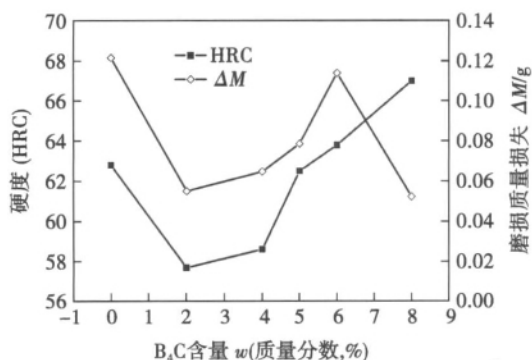


图 4  $B_4C$  含量对高铬明弧堆焊合金硬度及耐磨性的影响  
Fig. 4 Effect of  $B_4C$  content on hardness and abrasion resistance of high chromium open arc hardfacing alloys

图 4 显示当  $B_4C$  颗粒加入量 (质量分数) 增加 4%、5% 和 6% 时,硬度随  $B_4C$  颗粒含量加大而提高,磨损失重  $\Delta M$  先随之增加,即耐磨性变差。这与初生  $M_7C_3$  相四周形成的共晶组织 ( $\alpha\text{-Fe} + M_3C + Fe_2B$ ) 使焊缝脆性增加有关,该微区易于剥落磨损。当  $B_4C$  加入量为 8% 时,即 6 号试样,硬度升高至 67HRC,但此时  $\Delta M$  并未因脆性增加而加大,而是大幅度降低,这是由于其初生  $M_7C_3$  相尺寸增加到 40~60  $\mu m$  且聚集分布,对磨粒的侵入和切削阻碍作用强。以上结果说明,高铬明弧堆焊合金的耐磨性取决于其初生  $M_7C_3$  颗粒尺寸及分布形态,其四周的 ( $\alpha\text{-Fe} + M_3C + Fe_2B$ ) 共晶增加了合金脆性,不利于改善耐磨性。

图 5 为 4 号试样的磨损形貌。由此可知,与文献 [5] 埋弧焊试样不同的是,磨损表面无明显的塑性变形痕迹,沟槽走向不一致且较浅,这表明其耐磨性较好。另外,磨损表面存在一定数量的剥落坑。以上结果表明,高铬明弧堆焊合金磨损方式属于刮伤磨粒磨损,微观剥落为主要磨损机制。

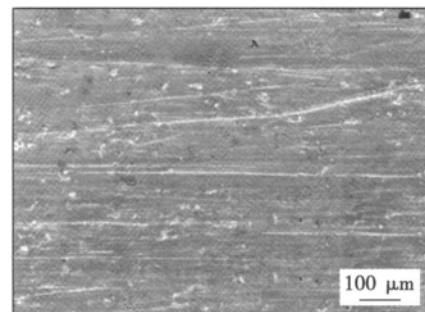


图 5 4 号试样的磨损形貌

Fig. 5 Worn morphology of No. 4 sample

## 3 结 论

(1) 在明弧堆焊合金 (Cr 21%~23%, C 3.5%~4.2%, Si 1.4%~1.6%) 中,随着药芯焊丝中  $B_4C$  颗粒数量增加,初生  $M_7C_3$  相体积分数显著提高,尺寸从 5~10  $\mu m$  增加 15~30  $\mu m$ ,形态由弥散分布逐渐转为聚集排列。

(2)  $Si_5C_3$  相与  $M_7C_3$  相晶格指数相近,错配度小于 3%,适合作为初生  $M_7C_3$  相的非均匀形核核心,并使  $M_7C_3$  相数量增加且弥散分布。

(3) 高铬明弧堆焊合金磨损方式属于刮伤磨粒磨损,微观剥落为其主要磨损机制。

[下转第 50 页]

力下连接  $\text{Si}_3\text{N}_4$  陶瓷,试验结果表明:随测试温度的升高,接头抗弯强度呈先降低后升高的现象;当测试温度升高至 1 123 K 时,接头抗弯强度达到 230 MPa.

(2) 接头高温断口分析表明:断裂基本沿反应层进行,故界面中心的结合强度高于反应层的连接强度.

(3) 采用  $\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_{35}$  非晶钎料连接  $\text{Si}_3\text{N}_4$  陶瓷,通过插入铜中间层使界面反应层只剩下连续致密的  $\text{TiN}$ ,脆性的  $\text{Ti-Si}$  化合物层被推向焊缝中心并细化呈颗粒状,这使接头室温强度和高温强度明显提高.

#### 参考文献:

- [1] 邹家生,赵宏权,蒋志国.  $\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Ni}_{15}\text{Cu}_{20}$  非晶钎料钎焊  $\text{Si}_3\text{N}_4$  陶瓷的界面结构及强度[J]. 焊接学报,2007,28(3): 45-48.  
Zou Jiasheng, Zhao Hongquan, Jiang Zhiguo. Interface structure and strength of  $\text{Si}_3\text{N}_4$  ceramics connected with  $\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Ni}_{15}\text{Cu}_{20}$  amorphous brazing alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2007, 28(3): 45-48.
- [2] Naka M, Tanaka T, Okamoto I. Application of amorphous Cu-Ti filler metal to joining of silicon nitride[J]. Transactions of the Japan Welding Society, 1990, 21(1): 66-72.
- [3] 任家烈,翟 阳. 急冷材料用于连接陶瓷的研究[J]. 宇航材

料工艺,1995(3): 11-13.

Ren Jialie, Zhai Yang. Rapidly solidified alloys for joining ceramic research[J]. Aerospace Materials and Technology, 1995(3): 11-13.

- [4] 张新平,史耀武,任耀文. 镍基非晶态及晶态钎料真空钎焊工艺性能的比较[J]. 焊接学报,1996,17(4): 205-211.  
Zhang Xinping, Shi Yaowu, Ren Yaowen. Ni-based amorphous and amorphous analyzed vacuum brazing technology performance comparison[J]. Transactions of the China Welding Institution, 1996, 17(4): 205-221.
- [5] 邹家生,许志荣,蒋志国,等.  $\text{Ti-Zr-Ni-Cu}$  非晶钎料[J]. 焊接学报,2005,26(10): 51-53.  
Zou Jiasheng, Xu Zhirong, Jiang Zhiguo, et al. Ti-Zr-Ni-Cu based amorphous brazing material[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2005, 26(10): 51-53.
- [6] 吴 鹤,韩雅芳,陈熙琛. 钛硅共晶金属陶瓷的发展与展望[J]. 铸造技术,2001,4: 44-45.  
Wu He, Han Yafang, Chen Xichen. Ti-Si eutectic metallic ceramic development and prospect[J]. Casting Technology, 2001, 4: 44-45.
- [7] Zou J, Jiang Z, Zhao Q, et al. Brazing of  $\text{Si}_3\text{N}_4$  with amorphous  $\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Ni}_{15}\text{Cu}_{20}$  filler[J]. Materials Science and Engineering, 2009, A507: 155-160.
- [8] 许祥平. 用非晶  $\text{TiZrCuB}$  钎料连接  $\text{Si}_3\text{N}_4$  陶瓷接头的界面结构与强度[D]. 镇江: 江苏科技大学,2010.

作者简介: 邹家生,男,1965 年出生,博士,教授,博士研究生导师. 主要从事新材料及其连接技术方面的科研和教学工作. 发表论文 90 余篇. Email: zjzoujs@126.com

#### [上接第 46 页]

#### 参考文献:

- [1] 徐滨士. 再制造工程的现状与前沿[J]. 材料热处理学报,2010,31(1): 10-14.  
Xu Binshi. State of the art and future development in remanufacturing engineering[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2010, 31(1): 10-14.
- [2] Correa E O, Alcantara N G, Tecco D G, et al. The relationship between the microstructure and abrasive resistance of a hardfacing alloy in the Fe-Cr-C-Nb-V system[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38(8): 1671-1780.
- [3] 蒋 旻,栗卓新,蒋建敏,等. 高硬度高耐磨自保护金属芯堆焊焊丝[J]. 焊接学报,2006,27(1): 69-71.  
Jiang Min, Li Zhuoxin, Jiang Jianmin, et al. Self-shielded metal cored wire for hardfacing with high hardness and abrasion resistance[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2006, 27

(1): 69-71.

- [4] 潘 宁,宋 波,翟启杰,等. 钢液非均质形核触媒效用的点阵错配度理论[J]. 北京科技大学学报,2010,32(2): 179-182.  
Pan Ning, Song Bo, Zhai Qijie, et al. Effect of lattice disregistry on the heterogeneous nucleation catalysis of liquid Steel[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2010, 32(2): 179-182.
- [5] 龚建勋,李 煌,肖逸锋,等. Fe-C-Cr-V-B 系高铬堆焊合金的显微组织及耐磨性[J]. 材料工程,2009,(5): 22-25.  
Gong Jianxun, Li Huang, Xiao Yifeng, et al. Microstructure and wear resistance of Fe-C-Cr-V-B high-chromium hardfacing alloys[J]. Journal of Materials Engineering, 2009, (5): 22-25.
- [6] 王新洪,邹增大,曲仕尧. 表面熔融凝固强化技术-热喷涂与堆焊技术[M]. 北京: 化学工业出版社,2005.

作者简介: 龚建勋,男,1973 年出生,博士,副教授. 主要从事材料表面工程方面的科研和教学工作. 发表论文 30 余篇. Email: gong309@tom.com

**Abstract:** A new modified technology is put forward in which weld shaping with trailing impact rolling is used ( WSTIR ). The integrated device of WSTIR has also been designed. Tensile test and fatigue test has been carried out respectively for under-matched equal load-carrying capacity joints after modifying. Tensile test results show that tensile fracture occurs in the base metal near the weld toe and tensile strength reaches the tensile strength of base metal for equal load-carrying capacity joints after WSTIR. Fatigue test results show that the fatigue life of equal load-carrying capacity joints after WSTIR is significantly greater than the original welded joints. The weld toe arc transition can reduce stress concentration ,thereby improve fatigue carrying capacity of WSTIR joints. The results of tensile and fatigue test show that the modified flat-reinforcement joints have the same load carrying capacity with base metal. This shaping method with WSTIR will greatly promote the practical application in engineering for the undermatching equal load-carrying capacity joints.

**Key words:** undermatching welded joints; weld shaping with trailing impact rolling; tensile property; fatigue property

**Effect of Ni on interfacial IMC and mechanical properties of Sn<sub>2</sub>.5Ag0.7Cu0.1RE/Cu solder joints** LI Chenyang<sup>1</sup>, ZHANG Keke<sup>1</sup>, WANG Yaoli<sup>1</sup>, ZHAO Kai<sup>1</sup>, DU Yile<sup>2</sup>( 1. Material Science & Engineering College , Henan University of Science & Technology , Luoyang 471003 , China; 2. Luo Yang Ruichang Petro-Chemical Equipment Co. , Ltd , Luoyang 471003 , China) . pp 39-42

**Abstract:** The effects of Ni on the microstructure and mechanical properties of Sn<sub>2</sub>.5Ag0.7Cu0.1RE solder and solder joints were studied by using the scanning electronic microscope and X-ray diffraction. The results show that adding proper amount of Ni in Sn<sub>2</sub>.5Ag0.7Cu0.1RE solder alloys can refine the initial  $\beta$ -Sn phase and eutectic structure , suppress the growth of the ( Cu ,Ni )<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> intermetallic compound ( IMC ) at the interface of solder joints ,and reduce the roughness of interfacial IMC , improve the shear strength of the SnAgCuRE/Cu solder joints. The solder alloy structure was fine and homogenous , eutectic structure proportion was large , interfacial IMC was thin and flat and the grain size of ( Cu ,Ni )<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> was small. The shear strength got the maximum value ( 45.6 MPa ) when the Ni content was 0.1 wt% , which was 15.2% higher than the solder joints without Ni.

**Key words:** Sn<sub>2</sub>.5Ag0.7Cu0.1RExNi solder alloys , solder joints; intermetallic compound( IMC ); mechanical properties

**Microstructure and abrasion resistance of high-chromium open arc hardfacing alloys** GONG Jianxun , XIAO Yifeng ( School of Mechanical Engineering , Xiangtan University , Xiangtan 411105 , China) . pp 43-46 , 50

**Abstract:** Wear-resisting alloys containing Cr 21% ~ 23% , C 3.5% ~ 4.2% , Si 1.4% ~ 1.6% , B 0% ~ 1.8% ( mass fraction ) were deposited by metal powdered-type flux-cored wire self-shielded open arc welding. The effects of B<sub>4</sub>C

content in flux-cored wire on the microstructure and abrasion resistance as well as the solidifying characteristics of weld puddles and the effects of Si , B on the deoxidization of weld beads were studied by the methods of optical microscopy ( OM ) , X-ray diffraction ( XRD ) , scanning electron microscopy ( SEM ) and energy dispersive spectrometer ( EDS ) . It shows that Si<sub>3</sub>C<sub>3</sub> can act as a good homogeneous nucleate core of primary M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> grain. With the addition of B<sub>4</sub>C particles , the volume fraction and the size of primary M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> grains increase remarkably and their morphology changes from dispersion to aggregation. In addition , the results of wet sand rubber wear tests and the analysis of worn morphology indicate that abrasion resistance depends on the size and the morphology of primary M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> grains and micro-spalling is the dominating wear mechanism.

**Key words:** open arc; high chromium; hardfacing; abrasion resistance; microstructure

**Interfacial structure and strength of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> ceramics joint brazed with amorphous filler metal and Cu layer** ZOU Jiasheng , ZENG Peng , XU Xiangping ( Provincial Key Lab of Advanced Welding Technology , Jiangsu University of Science and Technology , Zhenjiang 212003 , China) . pp 47-50

**Abstract:** Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> ceramics was brazed with TiZrCuB amorphous filler metal and Cu interlayer , the effect of brazing metal composition and thickness of copper foil on interfacial structure and bonding strength were studied in this paper. The result shows that the joint strength is up to 241 MPa when the brazing temperature is 1 323 K , holding time is 30min , the thickness of Cu interlayer is 70  $\mu$ m and the exerted pressure is 0.027 MPa. the reaction layer is TiN , the interface microstructure is compounds of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/TiN/Ti-Si+Ti-Zr+Cu-Zr+ $\alpha$ -Cu; changing the thickness of interlayer can adjust the thickness and composition of the reaction layer; As the thickness of Cu interlayer increases , Ti-Si compound layer has gradually separated from the TiN layer , and it is pushed to the weld center and refined to a granula shape.

**Key words:** amorphous brazing filler metals; Cu interlayer; Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> ceramics; interfacial structure; bonding strength

**Diffusion bonding joint of TiAl-based alloy and Ni-based alloy by using composite interlayer** LI Haixin , LIN Tiesong , HE Peng , FENG Jicai , WANG Xianjun ( State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining , Harbin Institute of Technology , Harbin 150001 , China) . pp 51-54

**Abstract:** Diffusion bonding of TiAl-based alloy to Ni-based alloy by using Ti/Nb and Ti/Nb/Ni composite interlayer was carried out. The interfacial microstructure and fracture morphology were investigated by scanning electron microscopy and electron probe X-ray microanalysis. The bonding strength of the joints was evaluated through shear test. The results showed that when the interlayer was Ti/Nb , the optimum bonding time was  $t = 30$  min , the maximum shear strength was  $R_t = 273.8$  MPa , and the fracture occurred at the GH99/Nb interface; when the interlayer was Ti/Nb/Ni , the optimum bonding time was  $t = 60$  min , the maximum shear strength was  $R_t = 314.4$  MPa , the frac-