

焊后冷却方式对 Fe-Cr-C-B 堆焊合金强韧性的影响

黄梦真¹, 王守忠^{2a}, 王玉美^{2b}

(1. 周口职业技术学院汽车与机电工程学院, 河南 周口 466000;

2. 商丘职业技术学院 a. 生物工程系, b. 汽车建筑工程系, 河南 商丘 476005)

[摘要] 为了提高 Fe-Cr-C-B 堆焊合金的强韧性, 采用多元合金 Fe-Cr-C-B 自保护耐磨堆焊药芯焊丝, 通过明弧堆焊方法在 Q235 母材金属表面制备相应的堆焊合金, 焊后分别采用空冷与空冷+水冷却 2 种冷却方式进行冷却; 采用 SEM(附带 EDS)、XRD、冲击试验机和硬度计等观察并测试了所制备合金的组织结构和性能。结果表明: 焊后空冷堆焊合金的宏观硬度为 62 HRC, 冲击韧性为 6.8 J/cm², 组织由板条马氏体+残余奥氏体和 (Fe,Cr)₂(B,C)、(Fe,Cr)₃(B,C)、(Fe,Cr)₂₃(B,C)₆ 硼碳化物组成; 空冷+水冷组织较空冷减少了 (Fe,Cr)₃(B,C) 物相, 宏观硬度提高了 5 HRC, 冲击韧性提高了 6.7 J/cm²。组织尺寸细化、硼碳化物局部断网和基体中合金元素含量提高等的共同作用, 是空冷+水冷堆焊合金宏观硬度和冲击韧性提高的主要原因。

[关键词] Fe-Cr-C-B; 明弧堆焊; 空冷; 空冷+水冷; 强韧性

[中图分类号] TG442 **[文献标识码]** A **[文章编号]** 1001-1560(2020)08-0096-05

Effect of Cooling Modes after Welding on Strength and Toughness of Fe-Cr-C-B Surfacing Alloys

HUANG Meng-zhen¹, WANG Shou-zhong^{2a}, WANG Yu-mei^{2b}

(1. School of Automotive and Electrical Engineering, Zhoukou Vocational and Technical College, Zhoukou 466000, China;

2a. Department of Biological Engineering,

2b. Department of Automotive and Construction Engineering, Shangqiu Polytechnic, Shangqiu 476005, China)

Abstract: In order to improve strength and toughness of Fe-Cr-C-B hardfacing alloy, multi-element alloy Fe-Cr-C-B self-protecting hardfacing flux-cored wire was used, and air cooling and air cooling + water cooling were applied after welding. The structure and properties of the prepared alloy were observed and tested by SEM (with EDS), XRD, impact tester and hardness tester. Results showed that for air cooling after welding, the surfacing welding alloy had a macrohardness of 62 HRC and an impact toughness of 6.8 J/cm². The microstructure consisted of lath martensite + retained austenite matrix and (Fe,Cr)₂(B,C), (Fe,Cr)₃(B,C), (Fe,Cr)₂₃(B,C)₆ boron carbide. As for air cooling + water cooling after welding, the (Fe,Cr)₃(B,C) phase of the alloy structure was reduced by air cooling, and the macro hardness was increased by 5 HRC, as well as the impact toughness was increased by 6.7 J/cm². The combination of tissue size refinement, partial bromination of borocarbons and increase of alloying elements in the matrix was the main reason for the improvement of macrohardness and impact toughness of air-cooled and water-cooled surfacing alloys.

Key words: Fe-Cr-C-B; open arc welding; air cooling; air cooling + water cooling; strength and toughness

0 前言

机械设备中的冷轧辊、破碎机滚筒、衬板、辊套、磨球等机械零件一般采用优质工具钢、高铬铸铁、高硼铸钢等整体制造而成, 工作条件较为恶劣, 常因表面磨损

而失效, 若因此整件报废必然造成很大的经济损失。采用堆焊方法可对受损机械零件表面进行修复, 但堆焊修复后如不能满足机械部件工作面的使用性能要求, 反而会带来更大的经济损失。

一般来说, 在冲击磨料磨损条件下服役的机械零

[收稿日期] 2019-10-19

[基金项目] 国家高等职业教育创新发展行动计划基金项目; 校企共建的生产性实训基地建设(项目编号: XM-2)资助

[通信作者] 王守忠(1961-), 教授, 主要从事金属材料与焊接技术方面的研究, 电话: 13598359659, E-mail: 13598359659@163.com

件,其表面磨损主要由磨料和冲击作用引起的切削和凿削以及疲劳磨损等组成。切削磨损量的大小取决于金属材料的硬度,凿削磨损量的大小取决于金属材料的冲击韧性,而抵抗疲劳磨损的能力主要决定于材料的硬度和韧性。因此,采用一定的方法和手段提高堆焊合金的强韧性对于保证或提高被修复机械零件的质量具有重要的现实意义。

Fe-Cr-C-B堆焊合金由于具有抗磨性较好、原料来源广泛且价格低廉等优点,已被广泛应用于工业生产中^[1,2]。但由于硼碳化物的网状结构会严重割裂基体,造成材料韧性不足^[3],限制了其推广应用。

研究表明,Fe-Cr-C-B堆焊合金的性能取决于所含硬质相和基体组织的尺寸、形态、分布及其化学成分^[4],通过调整成分和焊接工艺能够改善或提高其合金的硬度、强度、韧性及耐磨性等。文献^[5-9]分析了Fe-Cr-C-B堆焊合金添加Mo、Si、V、Cu、W、Ti、B、Ni和稀土元素后合金体系中硼碳化物的存在形式和使用性能,指出合金体系中的硼碳化物随着添加合金元素及其含量的变化呈现出不同形态,可以提高堆焊层的综合性能。在堆焊合金化学成分一定的情况下,文献^[10-12]研究表明,随焊水冷、焊后水冷、外加磁场、机械搅拌+随焊水冷可以细化堆焊合金组织尺寸、影响原子的扩散、柱状晶生长方向几乎与焊缝中心线垂直,硬质相和基体组成相的种类、形态、分布以及合金元素含量等都会随之发生变化,进而可改善或提高堆焊合金的强韧性。

目前,有关堆焊合金焊后空冷+水冷的研究鲜见报道。为了提高Fe-Cr-C-B堆焊合金的强韧性,提高被堆焊修复后机械零件工作面的性能,本工作采用某企业生产的多元合金Fe-Cr-C-B自保护耐磨堆焊药芯焊丝,用明弧堆焊方法在Q235钢基材表面制备堆焊合金,依据文献^[13]研究的Fe-B-C三元相图,制订了堆焊合金焊后空冷后开始水冷时的最佳温度,从而得到强韧性良好的Fe-Cr-C-B堆焊材料。通过分析焊后空冷与空冷+水冷2种冷却工艺对堆焊合金组织性能的影响,揭示了堆焊合金焊后空冷+水冷的强韧性机理。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

堆焊试验基材为热轧态Q235钢板。堆焊药芯焊丝为某企业生产的 $\phi 2.8$ mm的多元合金Fe-Cr-C-B自保护耐磨堆焊药芯焊丝,经堆焊取样化验,实际测得堆焊合金的化学组成(质量分数)如表1所示。

表1 Fe-Cr-B-C堆焊合金的化学成分 %

元素	C	Si	Mn	Cr	B	Cu	Al
w/%	0.63	0.32	0.32	10.65	2.52	0.03	0.03
元素	Nb	Ni	Ti	P	S	Fe	
w/%	0.08	0.07	0.03	0.01	0.01	余量	

1.2 试验方法

采用MZ-1000型交流焊机和 $\phi 2.8$ mm多元合金Fe-Cr-C-B自保护耐磨堆焊药芯焊丝,应用明弧堆焊方法在100 mm×30 mm×10 mm的Q235钢表面进行堆焊,每层至少堆焊3道焊缝,当上一道焊缝冷却至150~200℃时才能堆焊下一道焊缝,焊后无需清渣,可进行连续焊接。最终堆焊成60 mm×15 mm×15 mm金属块若干个。在堆焊试样制作过程中,部分试样焊后空冷至室温(以下简称空冷),部分试样焊后空冷至1000℃左右时迅速放入循环水槽中水冷至室温(以下简称空冷+水冷),采用AGA公司生产的780型热象仪对堆焊表面瞬态温度场进行测定^[14]。经优化后的堆焊工艺参数:焊接电压25~30 V,焊接电流200 A,焊接速度10 mm/s,焊丝伸出长度15 mm,层间温度150~200℃。

水冷条件下用线切割法分别从焊后空冷和焊后空冷+水冷堆焊试样上切割出55 mm×10 mm×10 mm无缺口冲击试样各3个,在JB30A型摆锤式冲击试验机上测试其冲击韧性;将冲断后的试样经磨制和抛光后制成SEM试样,经4%硝酸酒精腐蚀或三氯化铁溶液腐蚀或深腐蚀后,用JSM-7001F场发射扫描电镜(附带EDS)观察分析合金微观组织形貌和合金元素能谱分析以及残余奥氏体含量;采用D/MAX-PC2500型X射线衍射仪进行物相定性分析;用HR-150A型硬度计测量宏观硬度,用HMV-G21ST型显微维氏硬度计测量显微硬度。试验结果均取3次测试的平均值。

2 结果与分析

2.1 空冷堆焊合金的试验结果

为了清晰地显示Fe-Cr-B-C堆焊合金的硼碳化物形貌,对其进行了较深的腐蚀,将基体组织的显微结构腐蚀掉,深腐蚀后空冷Fe-Cr-B-C堆焊合金的扫描电镜形貌如图1所示,XRD物相定性分析结果如图2所示。由图1可见,堆焊合金的金相组织由不规则块条状灰色基体和大量灰白色的网状、蜂窝状、菊花状等硼碳化物组成。由图2可知灰色基体主要为马氏体,由于马氏体转变的不完全性,基体中还将含有少量残余奥氏体。灰白色硼碳化物分别为 $(Fe, Cr)_2(B, C)$ 、

$(\text{Fe}, \text{Cr})_3(\text{B}, \text{C})$ 和 $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ 。 $(\text{Fe}, \text{Cr})_3(\text{B}, \text{C})$ 和 $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ 位于 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C})$ 硼碳化物与基体之间,使得 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C})$ 硼碳化物的网络更为连续和紧密,严重地破坏了基体的连续性,在提高堆焊合金硬度的同时,也降低了合金的韧性。

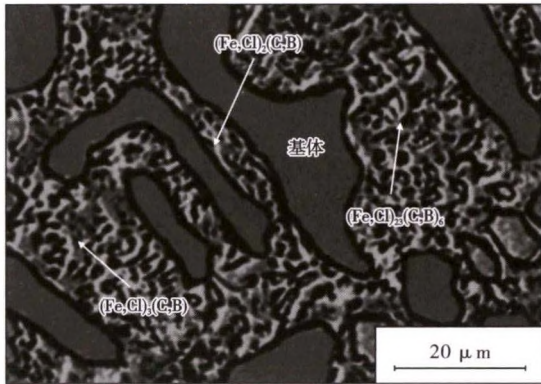


图1 空冷下 Fe-Cr-B-C 堆焊合金的金相组织

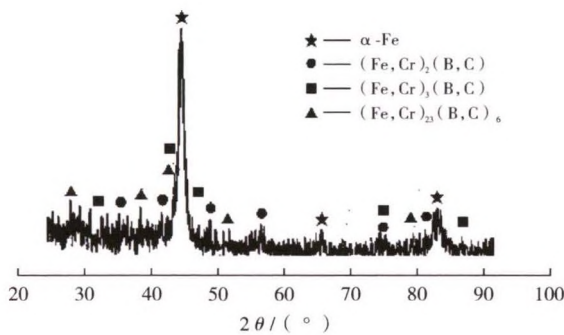


图2 空冷下堆焊合金的 XRD 谱

空冷 Fe-Cr-B-C 堆焊合金扫描电镜下基体和硼碳化物中 Fe、Cr、B、C 元素能谱分析结果如表 2 所示。

表 2 扫描电镜下观察到的空冷合金的基体和

组成相	硼化物能谱分析结果				%
	w(Fe)	w(Cr)	w(B)	w(C)	
基体	91.69	6.64	0.53	1.14	
$(\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C})$	75.85	20.34	2.36	1.45	
$(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{B}, \text{C})_6$	84.44	12.51	0.84	2.21	
$(\text{Fe}, \text{Cr})_3(\text{B}, \text{C})$	86.52	10.46	1.19	1.83	

由表 2 可见, Fe、Cr、B、C 元素在堆焊合金中分布是不均匀的, 其中 Fe 元素主要分布于基体中, 基体中固溶的 Cr、B、C 元素较少; Cr、B、C 元素大部分分布于硼碳化物中。其中 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C})$ 中富集 Cr、B 元素程度较大, 分布的 Fe、C 元素的质量分数较小; $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ 中分布的 Cr、Fe 元素量居中, 分布的 C 元素量最多, B 元素量最少; $(\text{Fe}, \text{Cr})_3(\text{B}, \text{C})$ 中分布的 Cr 元素量最少, 分布的 Fe 元素量最大, 分布的 B、C 元素量居中。

2.2 空冷+水冷堆焊合金的试验结果

空冷+水冷 Fe-Cr-B-C 堆焊合金深腐蚀后的扫描电镜形貌如图 3 所示, XRD 物相定性分析结果如图 4 所示。由图 3 可见, 空冷+水冷堆焊合金由不规则条块状灰色基体和大量灰白色的网状、蜂窝状、菊花状等硼碳化物组成。XRD 物相定性分析结果(见图 4)表明, 灰色基体由马氏体+残余奥氏体组成, 灰白色的硼碳化物分别为 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C})$ 和 $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ 。 $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ 硼碳化物处于基体与 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C})$ 硼碳化物之间, 将基体与 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C})$ 硼碳化物粘连在一起。与图 1 和图 2 相比, 组织尺寸明显细小化, 硼碳化物分布趋于均匀化, 硼碳化物局部区域有颈缩和断网现象, 硼碳化物的种类也由 3 种减少为 2 种, $(\text{Fe}, \text{Cr})_3(\text{B}, \text{C})$ 硼碳化物消失, 硼碳化物体积分数明显减少, 基体的连续性明显增强, 这将改善或提高堆焊合金的韧性。

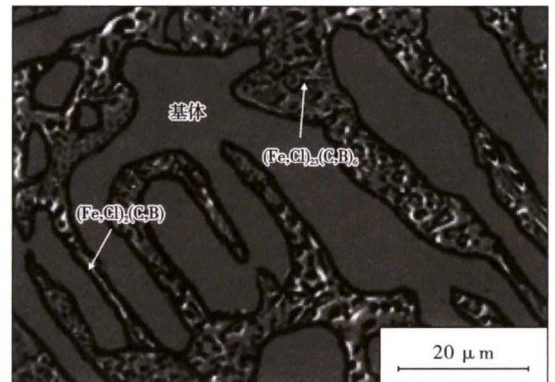


图3 空冷+水冷下 Fe-Cr-B-C 堆焊合金的金相组织

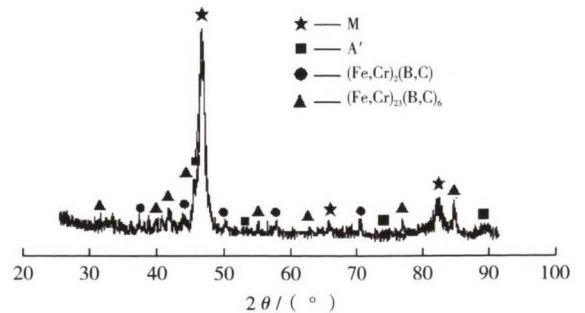


图4 空冷+水冷下堆焊合金的 XRD 谱

空冷+水冷 Fe-Cr-B-C 堆焊合金扫描电镜下基体和硼碳化物中 Fe、Cr、B 和 C 元素能谱分析结果如表 3 所示。由表 3 可见, Fe、Cr、B 和 C 元素在堆焊合金中分布也是不均匀的, 其中 Fe 元素主要分布于基体中, 基体中固溶的 Cr、B、C 元素较少; Cr、B、C 元素大部分分布于硼碳化物中。与空冷堆焊合金(见表 2)相比, 空冷+水冷堆焊合金基体中的 Cr、B、C 合金元素的分布量

明显增加,其中 B 元素量增加最为显著,而 Fe 元素的分布量相应减少; $(\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C})$ 硼碳化物中的 B、C 元素分布量有所增加,Fe、Cr 元素分布量有所减少; $(\text{Fe}, \text{Cr})_3(\text{B}, \text{C})$ 硼碳化物中的 Fe、Cr 元素分布量基本相当,B 元素的分布量有所增加,C 元素分布量有所减少。基体和硼碳化物中 B、C 合金元素的分布量明显增加,导致了晶格畸变,阻碍了位错运动,使滑移难以进行,能够提高基体的强度和硼碳化物硬度。

表 3 扫描电镜下观察到的空冷+水冷合金的

基体和硼碳化物能谱分析结果				%
相组成	w(Fe)	w(Cr)	w(B)	w(C)
基体	89.49	7.50	1.18	1.82
$(\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C})$	74.57	20.36	2.75	2.32
$(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{B}, \text{C})_6$	86.44	10.02	1.78	1.76

观察发现,空冷和空冷+水冷堆焊合金基体中的马氏体为板条马氏体,图 5 为空冷+水冷堆焊合金基体中的马氏体 TEM 形貌。从图 5 可见,板条马氏体的板条宽度不同,约在 165~850 nm 范围内。相邻板条之间为大角度晶界,且在 $45^\circ \sim 65^\circ$ 范围内居多,大角度晶界对裂纹扩展起到了很好的阻碍作用,可以提高堆焊合金的强度。残余奥氏体薄膜分布在板条马氏体之间,其含量较低,经观察测试约为 0.15%。在外加载荷的作用下,屈服强度较低的残余奥氏体薄膜首先发生屈服,可以提高堆焊合金冲击韧性^[15]。

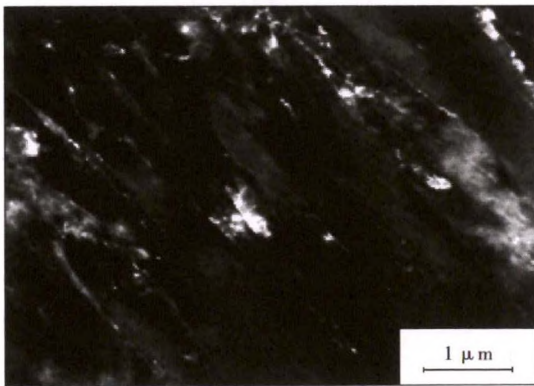


图 5 基体 TEM 形貌

据文献[13]研究的 Fe-B-C 三元相图可知,堆焊合金在随焊空冷凝固过程中,当钢液从 1 500 ℃左右冷却到约 1 400 ℃时,开始从液相中析出初生 $\gamma\text{-Fe}$ 和初生 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C})$ 硼碳化物。随着初晶 $\gamma\text{-Fe}$ 的生长,由于 B 元素在 $\gamma\text{-Fe}$ 中的极限溶解度为 0.02%,而 Cr、B 等元素在 γ 相的分配系数小于 1^[16],在 γ 相长大的同时,B、Cr 等元素向 γ 相周围的液相富集。直至温度降到 1 149 ℃,B 含量达到 3.8%时,沿着共晶转变线发生

$L \rightarrow \gamma\text{-Fe} + (\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C})$ 共晶反应。继续降温至 1 000 ℃左右时,由于空冷冷却速度较低,持续高温时间较长,B、Cr 和 C 元素易向晶界处扩散,残余液相将发生 $L + (\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C}) \rightarrow \gamma\text{-Fe} + (\text{Fe}, \text{Cr})_3(\text{B}, \text{C})$ 包共晶反应,晶界上会有 $(\text{Fe}, \text{Cr})_3(\text{B}, \text{C})$ 二次硼碳化物沉淀出。在后续的冷却过程中,由于合金中加入的 Cr、B 等合金元素含量较高,提高了基体的淬透性,残液将向马氏体转变,同时会伴有 B、Cr 和 C 元素向晶界处扩散现象,由于硼的原子半径与碳相近,铬的原子半径与铁相近,堆焊合金结晶形成碳化物时,硼能够取代碳原子的位置,固溶在碳化物中,而铬原子可以置换部分铁原子,所以还会沿晶界沉淀出 $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ 二次硼碳化物。马氏体转变的不完全性将有少量残余奥氏体残留在基体中。所以空冷堆焊 Fe-Cr-B-C 合金组织由马氏体+残余奥氏体基体和分布其上的 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C}) + (\text{Fe}, \text{Cr})_3(\text{B}, \text{C}) + (\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ 3 种硼碳化物组成。

当堆焊合金焊后空冷至 1 000 ℃左右时,如果将焊件迅速放入循环水槽中快冷,由于水冷的冷却速度远大于空冷的冷却速度^[17],堆焊合金的温度迅速下降,将减缓甚至阻止 B、Cr 和 C 元素向晶界处扩散,可以越过 $L + (\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C}) \rightarrow \gamma\text{-Fe} + (\text{Fe}, \text{Cr})_3(\text{B}, \text{C})$ 包共晶反应,直接析出 $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ 硼碳化物^[18]。同时水冷也降低了马氏体转变温度,在较大的过冷度下,马氏体形成的速度很快,使残液向马氏体的转变时只发生 $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ 的晶格改组,而几乎没有 B、Cr 和 C 等元素的扩散,所以水冷堆焊合金马氏体基体中 B、Cr 和 C 元素含量要比空冷堆焊合金高。马氏体转变的不完全性将有少量残余奥氏体残留在基体中。因此,空冷+水冷堆焊合金组织由马氏体+残余奥氏体基体和分布其上的 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C}) + (\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ 2 种硼碳化物组成。

2.3 堆焊合金的力学性能与分析

Fe-Cr-B-C 堆焊合金空冷和空冷+水冷的力学性能测试结果如表 4 所示。由表 4 可知,空冷和空冷+水冷堆焊合金的基体显微硬度明显高于铁素体 (80~170 HV) 和珠光体 (90~300 HV) 的,与板条马氏体的显微硬度相近,由此可以推断基体组织中的马氏体为板条马氏体,这与图 5 基体 TEM 形貌是一致的。空冷和空冷+水冷堆焊合金的宏观硬度平均值高于基体,而低于硼碳化物的。由此可以认为,堆焊合金的宏观硬度是由基体的硬度和硬质相硼碳化物的硬度决定的。基体的硬度取决于晶粒尺寸大小和合金元素含量的高低,

合金元素含量越高,晶粒尺寸越为细小,基体的硬度越高;硬质相的硬度与硼碳化物的种类、尺寸大小、合金元素含量和数量相关。而硼碳化物是脆硬相,所以基体是材料韧性的来源,基体的韧性与硼化物的体积分数以及分布状态密切相关,硼化物的体积分数下降以及分布均匀性提高有利于改善基体的韧性^[19]。

表4 力学性能测试结果

冷却方式	空冷	空冷+水冷
基体显微硬度/HV	480~640	820~880
(Fe,Cr) ₂ (B,C)显微硬度/HV	1 300~1 400	1 400~1 500
(Fe,Cr) ₂₃ (B,C) ₆ 显微硬度/HV	1 000~1 400	1 000~1 500
(Fe,Cr) ₃ (B,C)显微硬度/HV	1 100~1 200	-
宏观硬度/HRC	62(740 HV)	67(900 HV)
冲击韧性/(J·cm ⁻²)	6.8	13.5

分析试验结果认为,焊后空冷时,由于冷速较低,堆焊合金持续高温时较长,堆焊合金中各组成相生成、长大较为充分,组织尺寸较为粗大,硼碳化物网络连续完整紧密,体积分数较高,分布不均,严重地破坏了基体的连续性;B、Cr和C元素易向晶界处扩散,基体和硼碳化物中的Cr、B和C等合金元素含量较少,低硬度二次硼碳化物数量较多。上述因素的共同作用导致空冷焊件强韧性较差。

而焊后空冷至1 000℃左右再迅速进行水冷时,空冷阶段有利于高温先共晶高硬度(Fe,Cr)₂(B,C)的大量形成,能够保证堆焊合金具有足够的硬度;焊后空冷至1 000℃左右立即水冷时,则堆焊合金的过冷度增大,不但能够跃过(Fe,Cr)₃(B,C)相的反应生成,减少硼碳化物种类,降低硼碳化物网络的连续完整性,促使硼碳化物局部出现颈缩甚至断网现象,提高硼碳化物分布均匀性,增强基体的连续性,改善或提高堆焊合金的韧性;而且还提高了堆焊合金的形核率,使已结晶出的初生硼碳化物的生长倾向减小,后续沿晶界沉淀出(Fe,Cr)₂₃(B,C)₆二次硼碳化物和转变的马氏体尺寸也细小化,同时基体和(Fe,Cr)₂(B,C)中的B和C的合金元素分布量提高,堆焊合金的强度、硬度和韧性均有所提高。因此,焊后空冷+1 000℃水冷至室温堆焊合金的综合力学性能较佳。

3 结论

(1) Fe-Cr-B-C堆焊合金焊后空冷时,其组织由马氏体+残余奥氏体和(Fe,Cr)₂(B,C)+(Fe,Cr)₃(B,C)+(Fe,Cr)₂₃(B,C)₆硼碳化物组成;硼

碳化物沿晶界呈连续网状分布在基体上;由于冷速较低,组织尺寸较为粗大,硼碳化物体积分数较大且分布不均;基体和硼碳化物中的Cr、B、C合金元素含量低;合金的宏观平均硬度为62 HRC,冲击韧性为6.8 J/cm²。

(2) Fe-Cr-B-C堆焊合金焊后空冷+1 000℃水冷时,其组织由马氏体+残余奥氏体和(Fe,Cr)₂(B,C)+(Fe,Cr)₂₃(B,C)₆硼碳化物组成。相对于焊后空冷试样,组织尺寸细小化,硼碳化物种类和体积分数减少,局部出现颈缩甚至断网现象,分布均匀性提高;基体和(Fe,Cr)₂(B,C)中的B、C合金元素分布量提高。合金的宏观平均硬度值提高到67 HRC,冲击韧性高达13.5 J/cm²,综合力学性能较佳。

[参 考 文 献]

- [1] 蒋德兵,贺定勇,周正,等. Fe-15Cr-3.5B-xC堆焊合金微观组织与耐磨性的研究[J]. 焊接, 2017(7): 28-31.
- [2] 刘政军,勾健,贾华,等. Fe-Cr-C-B-Nb堆焊合金的显微组织和耐磨性[J]. 焊接学报, 2018, 39(3): 75-78.
- [3] 刘政军,贾华,勾健. Fe-Cr-C-B-N系堆焊合金的显微组织及耐磨性[J]. 焊接学报, 2017, 38(6): 105-109.
- [4] 崔世恒,吴承玲,苑振涛. 淬火温度对含硼铁基耐磨合金组织及力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2018, 47(8): 126-128.
- [5] 杨森,王伟,何平. Mo含量对碳弧堆焊Fe-Cr-C-Mo-B耐磨层组织和性能的影响[J]. 材料保护, 2015, 48(1): 47-48.
- [6] 张立成,龚建勋,姚惠文. Si元素对明弧堆焊奥氏体合金组织及耐磨性的影响[J]. 材料保护, 2018, 51(3): 26-30.
- [7] 宗琳,菅渡平,张小玲,等. Q245钢表面等离子堆焊Fe-Cr-Ti-C层的组织与耐磨性能[J]. 材料保护, 2015, 48(3): 54-56.
- [8] ZHI X H, LIU J Z, XING J D, et al. Effect of cerium modification on microstructure and properties of hypereutectic high chromium cast iron[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 603: 98-103.
- [9] PINHO K F, BOHER C, SCANDIAN C. Effect of molybdenum and chromium contents on sliding wear of high-chromium white cast iron at high temperature[J]. Lubrication Science, 2013, 25(2): 153-162.
- [10] 卢庆华,郭崇,郭屹,等. 不同冷却条件下激光焊接接头性能研究[J]. 机械工程学报, 2015, 51(10): 41-47.
- [11] 贾华,李萌. 低频脉冲磁场对Fe-Cr-C-B系堆焊合金组织性能的影响[J]. 热加工工艺, 2018, 47(3): 74-77.

(下转第144页)

- al anodes by halide ions in oxidizing molten salts[J]. Journal of Applied Electrochemistry, 1981, 11(3):325-333.
- [106] 王彬彬,王振尧,钟西舟,等. 受力的 LY12 和 LC4 铝合金在中国西部盐湖大气环境中的腐蚀行为[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2014, 34(3):287-293.
- [107] WANG B B, Z Y. Atmospheric corrosion of aluminium alloy 2024-T3 exposed to salt lake environment in Western China[J]. Corrosion Science, 2012, 59(1):63-70.
- [108] DEEPA P, PADMALATHA R. Corrosion behaviour of 6063 aluminium alloy in acidic and in alkaline media[J]. Arabian Journal of Chemistry, 2017, 10(2):2234-2244.
- [109] ABDEL-GABER A M, KHAMIS E, ABO-ELDAHAB H, et al. Inhibition of aluminium corrosion in alkaline solutions using natural compound[J]. Materials Chemistry & Physics, 2008, 109(2/3):297-305.
- [110] ATING E I, UMOREN S A, UDOUSORO I I, et al. Leaves extract of Ananas sativum as green corrosion inhibitor for aluminium in hydrochloric acid solutions[J]. Green Chemistry Letters & Reviews, 2010, 3(2):61-68.
- [111] ZHANG X Y, SONG R G, SUN B, et al. Effects of applied potential on the stress corrosion cracking behavior of 7003 aluminum alloy in acid and alkaline chloride solutions[J]. Journal of Mineral Metallurgy and Materials, 2016, 23(7):819-826.
- [112] BRETT C M A. On the electrochemical behaviour of aluminium in acidic chloride solution[J]. Corrosion Science, 1992, 33(2):203-210.
- [113] YOUNIS A A, EL-SABBAH M M B, HOLZE R. The effect of chloride concentration and pH on pitting corrosion of AA7075 aluminum alloy coated with phenyltri Methoxysilane[J]. Journal of Solid State Electrochemistry, 2012, 16(3):1033-1040.
- [114] AN J, CHEN J, GOU G Q, et al. Prediction of corrosion fatigue crack initiation behavior of A7N01P-T4 aluminum alloy welded joints[J]. International Journal of Modern Physics B, 2017, 31(16-19):57.
- [115] CO N E C, BURNS J T. Effects of macro-scale corrosion damage feature on fatigue crack initiation and fatigue behavior[J]. International Journal of Fatigue, 2017, 103(10):234-247.
- [116] CHEN Y J, LIU C C, ZHOU J, et al. Effect of alternate corrosion factors on multiaxial low-cycle fatigue life of 2024-T4 aluminum alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 772:1-14.
- [117] PAUL S. Modeling Unpredictable Failures of 304 Construction Material in Seawater by Pitting Corrosion and Simulate Chloride ion Distribution by Finite Element Method[J]. Multidiscipline Modeling in Materials & Structures, 2016, 12(3):543-557.
- [118] LUONG H, HILL M R. The effects of laser peening and shot peening on high cycle fatigue in 7050-T7451 aluminum alloy[J]. Materials Science & Engineering A, 2010, 527(3):699-707.
- [119] CAVANAUGH M K, BIRBILIS N, BUCHHEIT R G. Modeling pit initiation rate as a function of environment for aluminum alloy 7075-T651[J]. Electrochimica Acta, 2012, 59(none):336-345.
- [120] 郁大照,陈跃良,金平,等. 基于初始不连续状态预测 LY12 铝合金缺口结构件的疲劳寿命[J]. 机械工程材料, 2009, 33(2):92-95.
- [121] RAO S X, ZHANG L B, WEI W, et al. Corrosion-Deformation Interactions(CDI) of AA2024-T3 Chloride Media[J]. Advanced Materials Research, 2011, 284-286:2094-2101.
- [122] 饶思贤,朱立群,李获. 力学化学效应对 LY12CZ 点蚀行为的影响[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2007, 27(4):228-232. [编校:王宇]
- +++++
- (上接第 100 页)
- [12] 许发红,刘洪喜,张晓伟,等.机械搅拌对 Fe-Cr-C 系明弧堆焊合金显微组织及其耐磨性的影响[J].材料热处理学报, 2015, 36(7):210-216.
- [13] LENTZ J, Röttger A, THEISEN W. Mechanism of the Fe₃(B,C) and Fe₂₃(C,B)₆ solid-state transformation in the hypoeutectic region of the Fe-C-B system [J]. Acta Materialia, 2016, 119:80-91.
- [14] 陈雪丽,张智靓,惠相君.热轧辊堆焊试样温度场和应力场的数值模拟与测量[J].热加工工艺, 2014, 43(11):209-212.
- [15] SONG Y Y, PING D H, YIN F X, et al. Microstructural evolution and low temperature impact toughness of a Fe-13%Cr-4%Ni-Mo martensitic stainless steel[J]. Materials Science & Engineering A, 2010, 527(3):614-618.
- [16] 蒋一,岑启宏,蒋业华,等.冷却速度对离心铸造高硼高速钢辊环组织的影响[J].材料热处理学报, 2013, 34(4):128-132.
- [17] 翟智梁,查小琴,黑鹏辉,等.两种冷却方式下双相钢 2205 堆焊层性能分析[J].材料开发与应用, 2019, 34(1):23-27.
- [18] 王琦环,郭长庆, Kelly P M. Fe-Cr-B 合金的显微组织[J].金属热处理, 2004, 29(5):30-32.
- [19] 刘仲礼,李言祥,陈祥.高硼铁基合金在不同铸型中凝固的组织与力学性能[J].金属学报, 2007, 43(5):477-481. [编校:魏兆军]