

定；当焊接电流增大，热输入增大，熔核尺寸稳定增大，抗拉剪力不断提高，直到最大值；当焊接电流过大时，加热速度过快，铝合金会产生严重喷溅现象，接头性能反而下降。

### 2.7 焊接时间的影响

由前面试验结果得出焊接电流在17.9KA点焊接头力学性能最好。所以我们固定焊接电流调整焊接时间，如表6所示，研究焊接时间对点焊接头力学性能的影响（如图7所示）。

由表和图可以看出随着焊接时间的增加，点焊接头抗拉剪力不断升高，当焊接时间达到40周波后接头抗拉剪随着电流增大反而降低。根据焦耳定律 $Q=I^2RT$ 和综合上面焊接电流对点焊接头的影响图可以看出，焊接时间是影响点焊接头的很大因素，焊接时间对接头力学性能的改变很明显。当焊接时间过短钢侧热量不够，形不成熔核，或熔核过小，力学性能不好。焊接时间过长，热量太大，铝侧熔点低，很容易形成喷溅，从而影响点焊接头力学性能。

### 2.8 电极压力的影响

在焊接电流17.9kA，焊接时间40周波，锻压力12.8kN条件下，来研究电极压力对点焊接头力学性能的影响，如表7和图8所示。

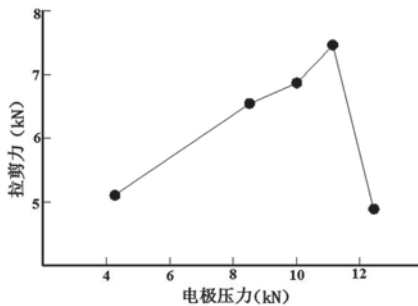


图8 电极压力对接头力学性能的影响

由图8可知，点焊接头抗拉剪力随着电极压力的增大而先增加后减小，

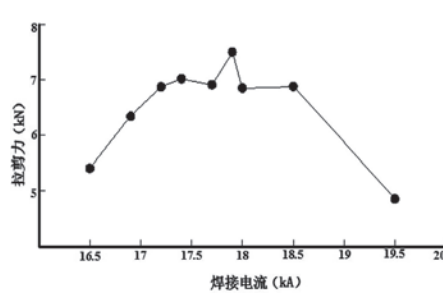


图6 焊接电流对接头力学性能的影响

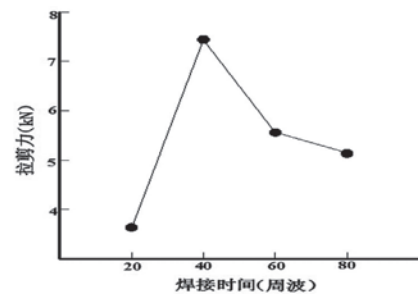


图7 焊接时间对接头力学性能的影响

表7 不同电极压力接头的拉剪载荷

序号	焊接时间 (周波)	焊接电流 (kA)	电极压力 (kN)	锻压力 (kN)	拉剪力 (kN)
1	40	17.8	5.07	12.6	4.26
2	40	17.6	8.35	12.8	6.34
3	40	17.8	10.15	12.7	6.78
4	40	17.6	11.8	12.6	7.5
5	40	17.8	12.29	12.9	4.86

在电极压力为11.8kN条件下接头抗拉剪力达到最大。根据点焊原理可知，当电极压力过小时，试件与试件之间接触不良，导致电阻值大电流密度不均匀而焊接不稳定，易产生喷溅，造成接头性能不高，产生焊接缺陷。当电极压力过大时，电极与试件、试件与试件的接触将加强，造成点焊接头接触电阻和电流密度降低，以及电极与熔核中心距离缩短，散热增强，导致熔核中热量不足，造成熔核尺寸减小，熔核减小使得拉剪力降低。

## 3 最佳工艺参数的确定及接头分析

单项参数的变化试验是一种变化单个参数来找到最佳工艺参数的快捷方法，他可以大大的减少试验量，提高试验效率，减少消耗。根据上述结果可知，在电极压力11.8KN，焊接时间40周波，焊接电流17.9KA，锻压力12.8KN条件下可获得强度较高的焊接接头，且熔核直径在5~6.5之间。

### 3.2 点焊接头拉剪断裂分析

评定一个焊接接头的性能有拉伸、挤压、弯曲等试验，由于本试验是电阻点焊搭接接头，所以用拉剪试验来评定接头的性能。铝和钢异种材料点焊接头拉剪应力-应变曲线图如图9所示，试验采用的是WDW-100型微机控制电子万能试验机，拉伸速度为1mm/min。从图可见由拉伸过程中无明显塑性变形现象以及拉伸曲线初步判断为脆性断裂。

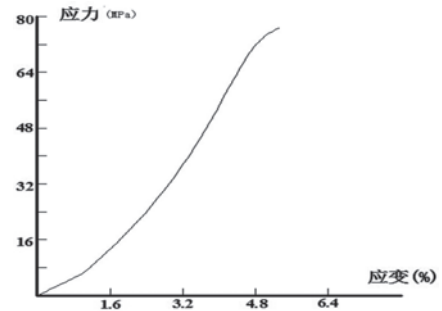


图9 点焊接头拉伸应力-应变曲线图

如图10所示为铝钢电阻点焊拉伸宏观图，由图像所示，接头的断裂均发生在铝母材一侧，该断裂起始于接头边缘的铝母材区，在断口上观察到明

显的剪切韧窝和塑性变形。接头拉剪断裂后断口平齐，呈银灰色，有明显的结晶颗粒，熔核直径6.5mm。



图10 拉伸断口形状

### 3.3 点焊接头组织分析

如图11是焊接接头横断面显微图，从钢的一侧明显的可以看出有熔核的形成。

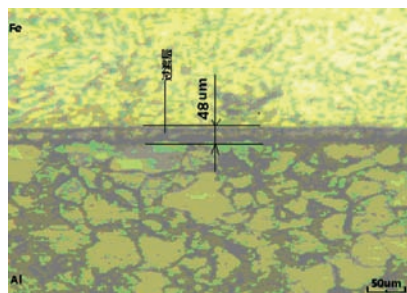


图11 点焊接头局部截面形貌

由铝和钢物理性质可知钢的熔点远高于铝的熔点，所以铝会先熔化，而钢不熔，铝的散热也比钢好。而且铝的电阻率比钢小，根据 $Q=I^2Rt$ 可知，电阻小所形成的热量就小，所以在点焊过程中Al侧的热量远远小于Fe侧，致使熔核全部出现在钢侧。

观察金相铝侧用keller试剂腐蚀，钢侧用5%的硝酸腐蚀，由此可以清晰看出点焊接头由铝侧、中间过渡层和钢侧三部分组成，过渡层厚度大约48 $\mu\text{m}$ 。

### 3.4 点焊接头显微硬度测试分析

焊接接头硬度是熔核软硬程度的

一种性能指标，接头的硬度大小直接决定了接头抵抗变形和抗破裂的能力。焊接接头硬度也是焊件的一项重要的使用性能，并且热影响区的最高硬度对焊件冷裂倾向有很大影响。因此点焊接头显微硬度分布的测试对了解焊接接头的性能有着十分重要的意义。

显微硬度测试分析是一种最常见的材料性能研究方法，通过进行显微硬度分析不仅能直观的反映出接头各区域的硬度值，还能判断是否有脆硬现象的生产。

用刀片在Fe/Al异种材料点焊接头标记出参考线A、B、C，如图2所示。试验采用MHV-1000型数显显微硬度计，加载力为0.2kgf，加载时间为10s，以Fe一侧为起点，0.25mm为单位长度在标记线一侧进行硬度测量，测量顺序依次为 $A_1、A_2、A_3\cdots A_{11}$ ； $B_1、B_2、B_3\cdots B_{11}$ ； $C_1、C_2、C_3\cdots C_{11}$ 。然后把数据统计，图12为点焊接头所选择三个区域A(C1)、B(D1)、C(E1)的显微硬度测试结果。

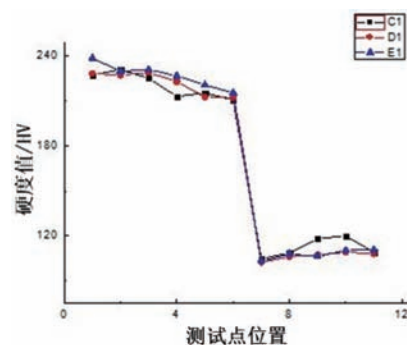


图12 点焊接头显微硬度测试

分析测量结果： $A_1\sim A_4$ 为低碳钢Q235材料基体，其显微硬度平均值约为230 HV， $A_4\sim A_6$ 为熔核区，其显微硬度平均值约为210HV， $A_7\sim A_9$ 为铝侧过渡层区，其显微硬度平均值约为105HV， $A_9$ 之外为铝基体，其显微硬

度平均值约为110HV。通过接头硬度值的波动，以及Fe-Al显微组织推测Fe-Al异种材料点焊过程中有铁铝金属间化合物生成。

## 4 结论

(1) 2A12(铝合金)/Q235(低碳钢)异种材料电阻点焊时采用软规范方法，获得的拉剪力约为7.5kN左右，拉剪强度在铝合金和低碳钢之间。

(2) 软规范电阻点焊2A12铝/低碳钢Q235异种材料时，在低焊接电流条件下获得较厚过渡层和较高拉剪力的点焊接头。

(3) 铝/钢异种材料点焊接头具有韧性和脆性相结合的混合型断裂特征，通过试验数据仍以脆性断裂为主。

(4) 通过特制电极法实现了2A12(铝合金)/Q235(低碳钢)异种材料电阻点焊连接。7

## 参考文献

- [1] 张文毓. 异种金属的焊接研究进展[J]. 现代焊接, 2011, 11(107): 10-12.
- [2] 武仲河, 战中学, 孙全喜, 等. 铝合金在汽车工业中的应用与发展前景[J]. 内蒙古科技与经济, 2008 (9):59-60.
- [3] Sedykh V S. Mechanical properties of explosion welding steel-aluminum joints[J]. Welding Production, 1985, 32(2):28-30.

## 作者简介

马志承(1989-), 男, 助理工程师, 从膨胀节设计及焊接工艺工作, 通讯地址: 110168沈阳市东陵区浑南东路49-29号沈阳仪表科学研究院有限公司沈阳汇博热能设备有限公司. E-mail: 244077433@qq.com; 电话: 13624045235

# 焊接电流对高碳钢电弧增材制造组织及性能的影响

张文杰<sup>1</sup>, 雷卫宁<sup>1,2\*</sup>, 张 扬<sup>1,2</sup>, 彭 勇<sup>1</sup>

1.江苏理工学院 机械工程学院, 江苏 常州, 213000

2.江苏省先进材料设计与增材制造重点实验室, 江苏 常州, 213000

**摘 要:** 堆焊工艺参数是影响焊层材料性能的主要因素。本文采用不同焊接电流对高碳钢进行电弧熔覆, 研究电流参数对焊道形貌和熔覆层微观组织的影响, 并对其熔覆层硬度和耐磨进行了性能测试, 结果表明: 随电流变化, 焊道形貌和尺寸有明显变化; 熔覆层马氏体组织晶粒随电流的增大而略微增大, 铁素体组织随电流增大由针状和颗粒状转变为块状, 在电流过大时熔覆层会产生裂纹; 焊接电流的变化对熔覆层显微硬度的影响也比较明显, 呈递增趋势; 在电流为190A时熔覆层硬度为648HV, 其体积磨损量为 $6.99 \times 10^6 \mu\text{m}^3$ , 达到最小, 耐磨性能最好。获得了焊接电流参数对熔覆层组织及性能影响规律。

**关键词:** 高碳钢; 电弧熔敷; 焊接电流; 微观组织; 再制造

## 1 引言

高碳钢是指 $w(\text{C})$ 高于0.6%的碳钢, 由于其良好的机械性能和相对低的成本而常用于现代机械工业中, 主要用于要求高硬度和耐磨性的机器零部件, 如转轴、大型齿轮和联轴器等<sup>[1-2]</sup>。为节省钢材, 简化加工工艺, 这些机器零部件也往往采用焊接结构组合而成。在重型机器制造中, 也会碰到高碳钢部件的焊接修复问题。然而, 在处理焊接工艺时, 这类材料因具有非常高的裂纹敏感性而常被忽略, 取而代之的是采用更加精细和昂贵的钢材, 例如HSLA, DP和TRIP钢。目前针对于高碳钢的再制造修复的主要方法有钎焊、埋弧焊、脉冲激光焊接等, 但是这些工艺都存在相应的不足。如钎焊焊接过程中熔渣多, 脉冲激光焊接不适用于大尺寸零部件的再制造修复<sup>[3]</sup>。

增材制造修复可使废旧机械零部件中蕴含的剩余价值最大限度的得到回收利用<sup>[4-5]</sup>。近年来, 随着先进焊接及控制技术的不断发展, 以堆焊工艺为基础的电弧增材制造(wire arc additive manufacture, WAAM)技术因具有成形效率高、设备成本较低和工艺操作简单等优点而受到科研人员的关注。电弧增材制造技术是一种利用逐层熔覆原理, 采用电弧为热源, 通过丝材的添加, 在程序的控制下, 根据三维数字模型由线-面-体逐渐成形处金属零件的先进数字化制造技术<sup>[6-7]</sup>。它不仅具有沉积效率高、丝材利用率高; 整体制造周期短、成本低; 对零件尺寸限制少; 易于修复零件等优点, 还具有原位复合制造以及成形大尺寸零件的能力。

目前的研究着重于应用WAAM技术对不锈钢及镁铝合金等实施堆焊修

复, 鲜有利用WAAM技术进行高碳钢堆焊修复的报道。Wang<sup>[8]</sup>等人用H13钢焊丝制备了WAAM模具钢薄壁部件, 分析了焊接部件的表面状态、显微组织和机械性能, 并通过热处理使得部件的组织性能更均匀化。Cong<sup>[9]</sup>等人考虑了热输入、送丝速度对2219铝合金GTAW工艺孔隙率的影响, 发现热输入是影响孔隙度缺陷的重要因素。Malcolm<sup>[10]</sup>研究了基于TIG的WAAM工艺参数对HASTELLOY合金焊丝和304不锈钢板作为基材的试样的影响, 发现送丝速度和电流大小对其影响较大, 增加送丝速度或减小电流会导致溶体穿透深度的减小和粗糙度的增加。

本文将高碳钢为成形材料, 采用非熔化极惰性气体保护电弧焊(Tungsten Inert Gas Welding, TIG)成形工艺, 制备电弧熔覆试样, 比较熔敷修

成形性、尺寸、硬度及耐磨性,得到电弧熔覆增材制造高碳钢熔敷层的最优工艺参数,以期高碳钢零部件的再制造修复提供基础数据和技术依据。

## 2 试验材料、设备及方法

### 2.1 试验材料

试验选用焊丝为直径为1.2mm的实心ER55-Ni2焊丝,基板选用尺寸200mm×200mm×14mm的GCr18Mo轴承钢板,化学成分如表1所示。

### 2.2 试验装置

TIG焊机为波兰ESAB有限公司制造的TIG4300i焊机,试验采用交流电源;送丝机为常州市卓越设备制造有限公司制造的WF-007A多功能自动氩弧填丝机。电弧熔覆工艺参数如表2所示。

### 2.3 试验方法

试验前以机械清理和化学清理相结合的方式清除合金表面的氧化物及污物。通过调整电弧熔敷电流参数制备相应的单道熔敷层,研究其表面以及宏观尺寸随工艺参数的变化规律。制备结束后使用电火花线切割机床切取焊道横截面试样,经磨样、抛光、腐蚀(腐蚀剂为4vol.%硝酸酒精溶液)处理,吹干后使用Nikon-MR5000型光学金相显微镜观察组织形貌和气孔情况。使用HVS-1000B型数字显微硬度计测量试样硬度,加载载荷为100N,加载时间为15s,每个试样测5个点取平均值。使用Nanovea Tribometer摩擦磨损仪对成形熔覆层进行耐磨性测试,摩擦实验结束后使用Nanovea PS50型显微轮廓仪对熔覆层表面的磨痕进行扫描分析,计算试样的体积磨损量。

## 3 试验结果与分析

### 3.1 焊接电流大小对熔覆层形貌的影响

图1为不同焊接电流下单道熔覆

层的截面与表面形貌。从图中可以看出,不同焊接电流大小下,熔覆稳定区形貌均连续且光滑。从横截面形貌看,熔覆层随着焊接电流的增大呈现坍塌的趋势,内部无明显的气孔和孔洞。当电流小于190A时,熔覆层起弧和收弧阶段不平稳,收弧阶段起伏大,且存在部分飞溅;当电流为190A

时,熔覆层整体平滑连续,起弧收弧稳定,表面呈现一定鱼鳞纹形貌;当电流大于190A时,起弧不稳定,一段时间后进入稳定阶段,成形熔覆层呈现扁平状。由此可见,TIG焊接适合于高碳钢的修复焊接,且所得的熔覆层的成形质量较好。

表1 材料的化学成分 %

	w(C)	w(Si)	w(Mn)	w(P)	w(Ni)	w(Cr)	w(Mo)	w(Cu)	w(Fe)
ER55-Ni2	≤0.12	0.4	≤1.25	≤0.025	0.80~1.10	≤0.15	≤0.35	≤0.35	Bal.
GCr18Mo	0.9	0.2	0.25	0.02	0.25	1.65	0.20	0.25	Bal.

表2 电弧熔覆工艺参数

The process parameters	The numerical
Current type	AC
Welding current	150/170/190/210/230A
Wire feed speed	1.9m/min
Travel speed	160mm/min
Flow rate of 99.99% argon shielding gas	10L/min
Wire feeding Angle	55°
The distance of the tungsten rod from the surface of the substrate	12mm

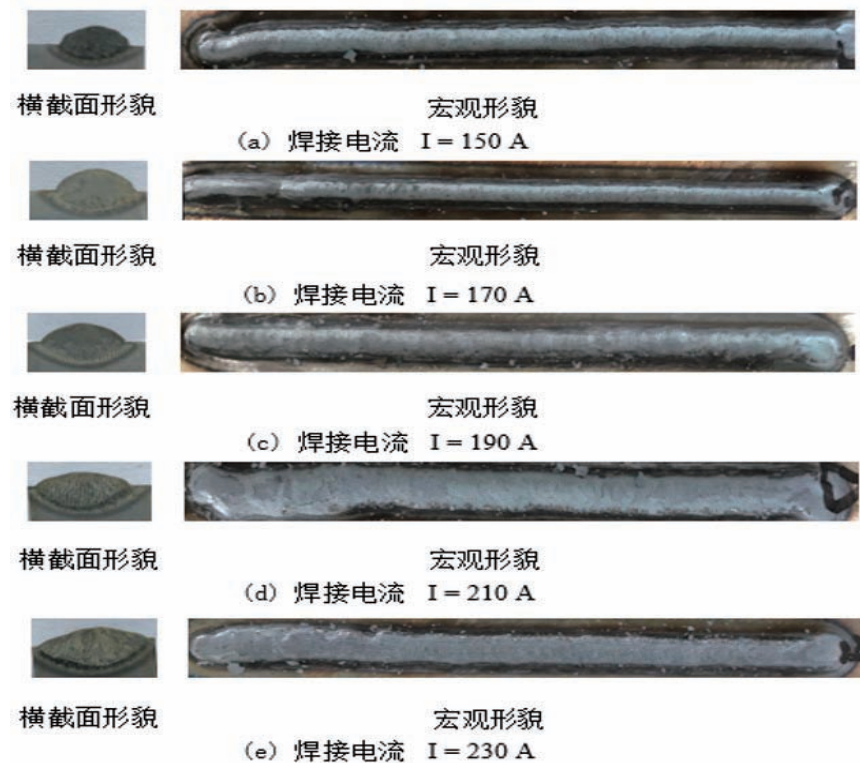


图1 不同电流条件下熔覆层的表面形貌及横截面形貌



图2是熔覆层各尺寸随焊接电流增大的变化曲线。试验表明：随着电流的增大，熔宽和余高尺寸在150A至190A时没有较大变化，分别稳定在6.8mm~7.6mm之间和2.4mm~2.8mm之间，随着电流继续增大，熔宽尺寸增大且余高尺寸减小，宽高比也呈现先平稳后增长的趋势，而熔深随着电流的增大始终呈现增长趋势。分析认为，在电流在150A至190A时，熔覆层成形较为稳定；随着电流的增大，一方面增加的电弧能量部分用于熔化焊丝，使得液态金属的流动性变大，电弧对熔池的搅拌效果变大，熔池内液态金属表现出更大的波动；另一方面，另一部分电弧能量表现为对母材的熔化，因此熔深呈现增加趋势。

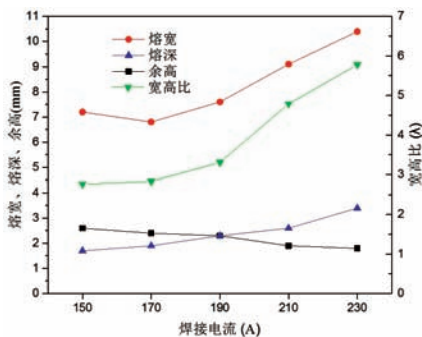


图2 不同电流条件下熔覆层尺寸的变化

### 3.2 电流大小对熔覆层微观组织的影响

如图3所示为不同电流下的熔覆层显微组织。可以看出，所有的试样的显微组织以马氏体+铁素体为主。焊接电流为170A时，马氏体组织相对细密，焊接电流为230A时，马氏体组织晶粒略微粗大但并不明显。由此可见，在保持其他工艺参数不变的情况下，改变电流大小，对晶粒尺寸的影响并不大。在焊速一定的情况下，焊接电流大时，电弧热输入量大，熔池温度高，熔池冷却速率低，晶粒生长时间变长，共析铁素体以块状析出，如图3(e)所示，块状铁素体析出降低

了马氏体裂纹扩展抗力的作用<sup>[11]</sup>，熔覆层表面出现了细微的裂纹；相反，焊接电流小时，电弧热输入小，熔池温度低，熔池冷却速率高，铁素体以针状和颗粒状析出，如图3(b)所示，针状铁素体可以有效地提高钢的强度。图3(a)中呈现的网状铁素体，主要形成原因为铁素体数量较少且冷却速度较快，铁素体在网状渗碳体旁形成铁素体网。网状的铁素体会降低钢的强度，塑性也会降低，极易变形断裂。

### 3.3 电流大小对熔覆层硬度的影响

图4为熔覆层平均硬度随焊接电流变化的曲线。从图中可以看出，随着电流的增大，电弧热输入增大，熔覆层的平均硬度呈现单调增长趋势，由599HV增加到759HV。由于电流的变化对熔覆层组织晶粒大小影响并不明显，因此晶粒大小对硬度的影响不大，

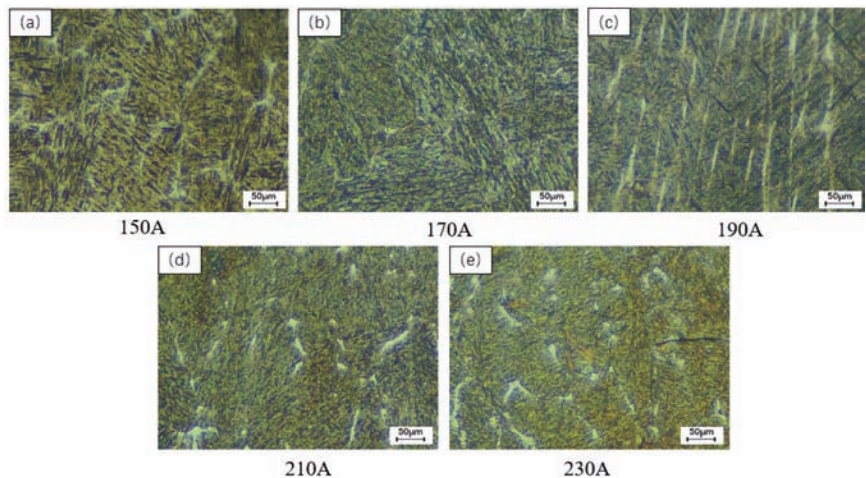


图3 不同电流条件下熔覆层显微组织

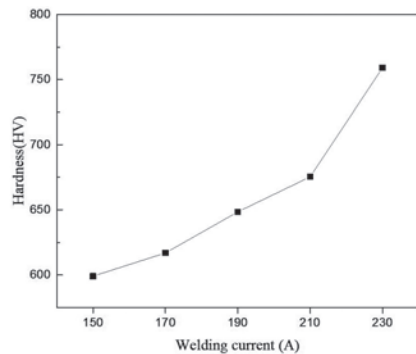


图4 不同电流条件下熔覆层硬度的变化

主要引起硬度增长的原因是增加的热输入对熔覆层产生了固溶强化。但从金相图可以看出，过高的热输入会对组织成分造成烧损出现裂纹，因此需要在高碳钢熔覆时控制热输入，限制硬度的增加，以改善熔覆层的塑性和韧性。

### 3.4 电流大小对熔覆层耐磨性的影响

不同焊接电流下熔覆层在载荷为10N，转速为200r/min，磨损时间为20min的条件下磨损得到长度为10mm的磨痕，通过轮廓仪扫描表面轮廓计算磨损截面积，根据公式 $V=S \times L$ ，计算得出各电流下的体积磨损量，如图5所示。从图中可以看出，磨损体积随电流的增大呈先减小后增大的趋势当电流为150A时，熔覆层的体积磨损量最大，为 $10.17 \times 10^6 \mu\text{m}^3$ ；当电流为190A时，熔覆层的体积磨损

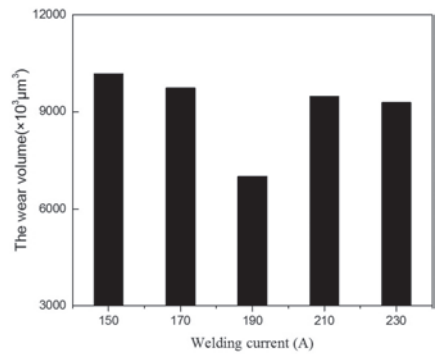


图5 不同电流条件下熔覆层体积磨损量

(下转40页)

# 提高SA-508M Gr.1 锻件低温韧性热处理工艺试验研究

王晓芳, 雷雪, 郝兴敏

上海电气上重铸锻件有限公司, 上海 200245

**摘要:** CAP1400核岛反应堆冷却剂泵定子壳锻件用SA-508M Gr. 1材料合金元素含量少、淬透性差, 但低温韧性要求高, 我们对提高该材料低温韧性的热处理工艺参数进行了系列试验研究。结果表明, 常规完全奥氏体化淬火+高温回火处理, 无法获得满足产品要求的低温韧性, 完全奥氏体化淬火+两相区亚温淬火+高温回火处理可大幅提升该材料的低温韧性至满足产品要求。

**关键词:** SA-508M Gr.1; 低温韧性; 亚温淬火

## 1 前言

大型先进压水堆核电站CAP1400核电技术是在消化、吸收世界三代先进核电技术的基础上, 创新开发出的具有我国自主知识产权、安全性更高、经济性更好、达到国际领先水平的第三代非能动核电技术<sup>[1]</sup>。由于CAP1400堆型总体设计要求高, 设备服役期长, 因此对相应的主设备锻件提出了更高的要求。采用合金元素含量少(主含Mn元素)的SA-508M Gr.1材料锻制的CAP1400核岛反应堆冷却剂泵定子壳锻件, 由于低温韧性要求高, 长期以来全部依赖进口<sup>[2]</sup>。为突破CAP1400核岛主泵定子壳用SA-508M Gr.1锻件制造技术瓶颈, 实现该类锻件国产化自主研发和生产, 本文优化设计材料化学成分, 冶炼锻制试验用材料, 并对提高该锻件材料低温韧性热处理工艺参数进行了系列试验研究, 为后续相关产品热处理工艺参数的确定提供依据。

## 2 试验材料及方法

本文试验用原材料, 通过500kg真空感应炉冶炼, 并热锻成板类件经正回火预备热处理后切取获得。试验材料化学成分满足下表1要求。

我们在DIL805A/D型热膨胀仪上测定该钢基本相变点为:  $Ac_1=726^{\circ}C$ ,  $Ac_3=843^{\circ}C$ ,  $Ms=415^{\circ}C$ 。

试料采取以下两种热处理方案进炉处理:

① 完全奥氏体化淬火+高温回火处理(后称: 常规调质处理);

② 完全奥氏体化淬火+两相区亚温淬火+高温回火处理。

两种热处理方案相关工艺参数见下表2示:

经表2工艺处理后试样再在 $580^{\circ}C$ 下保温30h, 即模拟焊后除应力热处理后, 加工成各种试样进行拉伸、冲击、落锤性能及金相组织检测。

## 3 试验结果及分析

经不同热处理工艺处理后试样力学性能检测结果见下表3及图1、图2/2-1示:

由上图表可见, 采用完全奥氏体化淬火+高温回火热处理工艺方案时, 随着淬火温度由 $915^{\circ}C$ 降低至 $890^{\circ}C$ , 试样抗拉及屈服强度由574MPa、403MPa分别降低至563MPa、372MPa, 塑性稍有提升,  $-12.2^{\circ}C$ 冲击功平均值由49J提升至73J, 冲击功较不低于68J指标要求富裕度小。

针对完全奥氏体化淬火+高温回火工艺方案可得到强度较要求值有较大裕度, 但低温冲击功波动大且裕度小的结果, 我们设计了第二种热处理工艺方案, 即完全奥氏体化淬火+两相区亚温淬火+高温回火热处理工艺方案, 目的是获得满足要求且强韧性配合好的性能结果。

采用第二种完全奥氏体化淬火+两相区亚温淬火+高温回火热处理