

ZL114A 铝合金焊接裂纹产生的机理

杨永生¹, 王 贝¹, 陈旭立¹, 胡大川², 张连丰², 杨志刚²

(1. 中国船舶重工集团有限公司第七一三研究所, 河南郑州 450015;

2. 沈阳铸造研究所有限公司, 辽宁沈阳 110022)

摘要: 为解决某舰载武器托架本体ZL114A-T6铸件焊接5A06配件后产生的焊接裂纹的问题, 分析了断口试样的化学成分、力学性能、断口形貌、金相组织、断口硬度等。确定了焊接裂纹产生的机理为: 较大的塑性变形功造成线源裂纹垂直裂纹面外加平均应力逐渐增大, 裂纹迅速向下扩展为宏观裂纹; 宏观裂纹并不会立即产生, 而是在自然时效过程中晶界偏析聚集, 产生晶界脆性微裂纹, 在焊接残余应力作用下发展为宏观延时冷裂纹。

关键词: ZL114A-T6; 塑性变形功; 自然时效; 晶界偏析; 焊接残余应力

ZL114A为Al-Si-Mg系铸造铝合金, 可以进行热处理强化, 具有良好的铸造性能和优异的综合力学性能^[1]。5A06铝合金是Al-Mg系防锈铝合金, 具有较高的强度、良好的腐蚀稳定性和焊接性, ZL114A与5A06在高强度的轻型结构中广泛应用于航空航天、舰船设备、汽车制造、高速列车等高强度轻结构领域^[2]。

本研究通过对时效处理后的ZL114A与5A06在焊接过程中发现的延时裂纹缺陷进行分析, 探讨焊接延时裂纹的产生机理, 为后续产品的设计生产提供参考和指导。

1 概述

某舰载武器托架本体ZL114A-T6铸件焊接5A06配件后产生了焊接延时裂纹。托架本体材质为ZL114A-T6, 支撑块材质为5A06-H112, 焊丝材质为5A06, 焊接方法MIG, 焊缝形式为角焊缝, 焊缝高度15 mm, 焊缝长度300 mm, 托架本体支承板厚度18 mm, 如图1所示。托架本体经过铸造、热处理、喷底漆、运输、焊接、机加工、喷涂面漆后产生裂纹。

2 试验结果和分析

2.1 裂纹断口取样

为了防止热切割对试样状态产生影响, 使用手电钻密集打孔的方式进行试验取样, 如图2所示。

2.2 化学成分分析

对试样ZL114A进行化学成分分析, 检测结果见表1。从表中结果可知, 化学成分满足标准GB/T 1173的要求。断口附近H含量和远离断口处H含量都不高。

2.3 力学性能分析

对试样进行拉伸性能测试, 结果见表2。从表中结果可知, 抗拉强度和屈服强度满足要求, 虽然伸长率较低, 但仍满足标准GB/T 9438中本体试件伸长率不低于附铸试样伸长率的50%的要求。

作者简介:

杨永生(1980-), 男, 高级工程师, 研究方向为舰载武器发射装置技术。电话: 15290871030, E-mail: 155305635@qq.com

中图分类号: TG457.22

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2020)09-0924-05

收稿日期:

2020-06-22 收到初稿,

2020-07-29 收到修订稿。

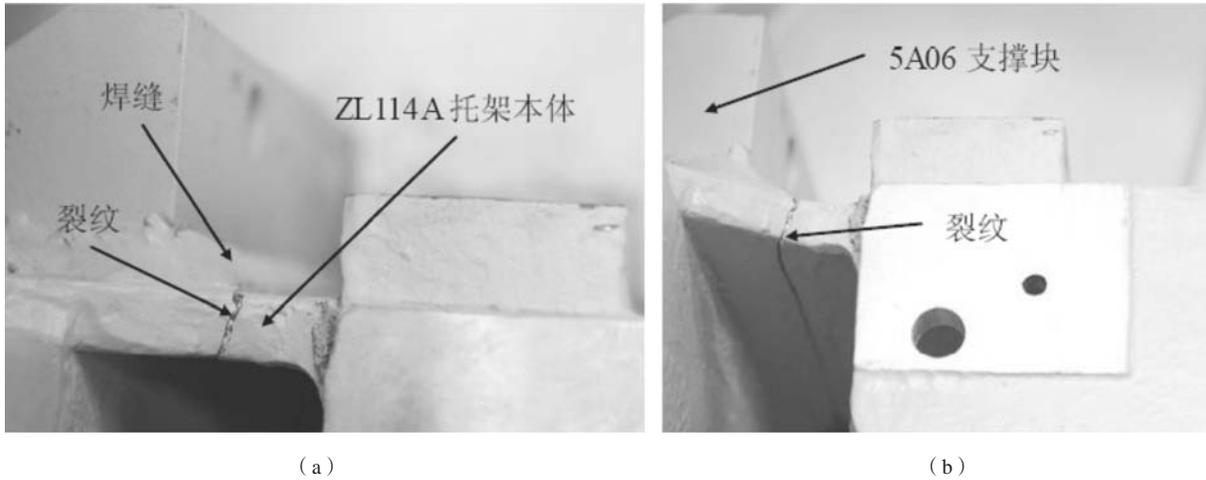


图1 托架本体焊接裂纹情况
Fig. 1 Welding cracks of bracket body

2.4 宏观断口形貌

宏观观察断口，断口上无明显油漆痕迹，断口上可见明显扩展纹路，方向为从上表面向下表面扩展，见图3。

2.5 扫描电镜断口形貌

在扫描电镜下观察断口特征，断口形貌特征见图4，上表面附近断口呈解理+韧窝特征，除该区域以外的其他区域断口呈韧窝+解理特征。

2.6 金相分析

对断口的垂直截面进行金相分析，低倍组织如图5a所示。图中下方为断面面，左侧为上表面，断面面和上表面的交角处为起裂位置，铸件中存在少量疏松缺陷，仅靠上表面处观察到约2 500 μm 长的断续重熔层，重熔层深度约20~114 μm 。重熔层金相组织见图5b，原始共晶硅相重熔后形成更加细密的共晶硅组织。紧靠重熔层为热影响区，紧接着就是母材基体组织。母材基体金相组织： α (Al)+呈枝晶状分布的共晶Si相+呈花形分布的弥散质点相，如图5e、5f所示。如图5c、5d所示，热影响区深度约510 μm ，热影响区与母材相比，晶界析出相减少、模糊，共晶Si相钝化变短，离散度增加，原来花形分布的弥散质点相，现均匀分布，且弥散度更高。

对断面面和上表面的交角处的起裂位置进行观察，起裂处观察到约67 μm 的重熔层，如图5g、5h所示。

2.7 显微硬度分析

对母材基体、热影响区、重熔层进行显微硬度测试。根据GB/T 4340.1—2009《金属材料 维氏硬度试

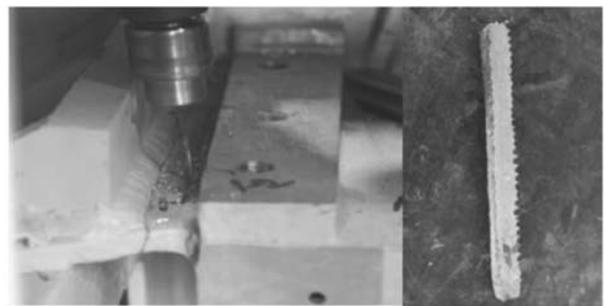


图2 裂纹断口取样
Fig. 2 Sampling from crack fracture position

表1 化学成分分析结果

Table 1 Analysis results of chemical composition $w_B/\%$						
项目	Si	Mg	Ti	Fe	断口附近H	远离断口H
实测值	7.07	0.572	0.171	0.077	0.32×10^{-6}	0.21×10^{-6}
标准值	6.5~7.5	0.45~0.6	0.1~0.2	<0.2		

表2 力学性能分析结果

Table 2 Analysis results of mechanical properties			
项目	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%
实测值	300	331	2.5
要求值	≥ 270	≥ 300	≥ 4



图3 宏观形貌
Fig. 3 Macro-morphology of fracture 0.8 \times

验 第1部分：试验方法》标准，试验力为15 g，进行显微维氏硬度测定，硬度值表示为117HV0.015。试验结果见表3。从表中结果可知，与原始母材基体相比，热影响区处硬度降低，而重熔层处硬度增加。