

# 厚板镁合金搅拌摩擦焊性能与组织分析

## Analysis of Property and Microstructure of Thick Magnesium Alloy

南京晨光集团有限责任公司 赵妍 胡伟叶 周海峰 戴维弟  
中航工业北京航空制造工程研究所 栾国红

**[摘要]** 实现了20mm厚AZ31B镁合金板材的搅拌摩擦焊接,焊缝良好成形、未观察到气孔、夹杂以及弱连接等缺陷,在焊后对焊接试样进行了不同温度下的热处理、力学性能测试、显微硬度测试和焊缝组织观察。研究表明,采用搅拌摩擦焊方法可以实现厚板镁合金焊接,且接头性能随退火温度的影响变化很小,焊缝截面上的硬度分布也比较均匀。

**关键词:** 镁合金 焊后热处理 力学性能

**[ABSTRACT]** 20mm thick magnesium alloys, AZ31B is friction stir welded with good forming and without any defects, such as porosity, slag and kissing bond. After welded, the joints are heat treated under different temperatures. Macrostructure, microstructure, micro-hardness, mechanical properties before and after heat treated of thick magnesium friction stir welded joints are analysed thoroughly.

**Keywords:** Magnesium Heat treatment Mechanical property

搅拌摩擦焊(Friction Stir Welding, FSW)作为新兴的固态连接技术,在有色金属等材料的连接方面的优势也愈加突显。镁合金具有比强度、比刚度高,阻尼减振性能优良,抗电磁干扰能力强,易于切削加工和铸造,价格低廉,可以回收再利用等一系列优点,在汽车、电子、电器、交通、航空航天和国防军事工业领域具有重要的应用价值和广阔的应用前景<sup>[1-2]</sup>。与传统的熔化焊相比,FSW属于固相焊接,其接头不会产生与熔化有关的焊接缺陷,如裂纹、气孔及合金元素的烧损等。焊接过程中无需填充材料、保护气体,焊接前无需进行复杂的处理工作,焊接所需能量仅为传统焊接方法的1/5~1/15,焊接过程中无弧光辐射、烟尘和飞溅,噪声低。可见,FSW是一种高质量、低成本的“绿色焊接方法”<sup>[3-4]</sup>。

厚板镁合金由于其厚度大、线膨胀系数大、熔点低、导热率大等特点,在焊接过程中会出现氧化燃烧、气孔、裂纹、热影响区宽和焊后变形大等问题,难以获得与母材性能相匹配的焊接接头,因此优先选用FSW进行焊接。

中国航天科工集团南京晨光集团公司已就20mm厚度的厚板AZ31及AZ41镁合金成功利用FSW获得优质接头,本文以AZ31B镁合金试板为例进行工艺技术及接头组织性能分析。

### 1 试验方法

试验采用规格为300mm×150mm×20mm的H112态AZ31镁合金厚板,其化学成分组成见表1。搅拌头材料为H13钢,其硬度在45HRC以上。其搅拌头的轴肩直径为30mm,搅拌针直径为10mm,针长度为19.8mm。搅拌头的旋转速度为600r/min,焊接速度为60mm/min。焊后对焊接接头试样进行去应力退火处理,热处理制度为:分别在150℃、200℃、260℃、360℃的温度下,保温1h后,空冷。

将上述试样取样腐蚀后,采用QMW550型图像分析仪对组织进行分析,并使用FM-7000型显微硬度计对常温接头组织各区域进行硬度测试。对常温和不同热处理后的焊接试板分别取样进行机械性能测试。

### 2 试验结果与讨论

#### 2.1 焊后宏观形貌分析

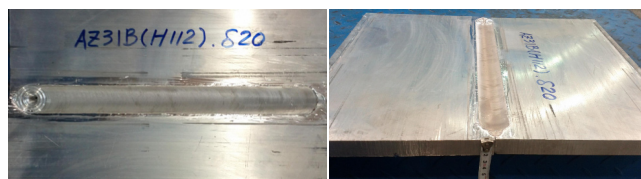
如图1所示,焊缝表面成形良好。送检镁合金焊接试样未观察到气孔、夹杂等低倍缺陷,焊缝根部未出现弱连接。焊缝晶粒度级别7级,热机影响区(后退侧)晶粒度级别为7.5级,母材晶粒度级别为8级。

#### 2.2 焊后试样组织形貌

如图2、图3所示,搅拌焊接头组织一般分为4个

表1 镁合金板材的化学成分质量分数

类别	Al	Zn	Mn	Si	Fe	Ca	Cu	Ni	Mg
AZ31B(H112)	2.5~3.5	0.6~1.4	0.2~1.0	≤0.08	≤0.003	≤0.04	≤0.01	≤0.001	余量



(a) 焊缝表面形貌 (b) 焊缝侧面形貌

图1 焊缝宏观形貌图

Fig.1 Macromorphology of welding joint

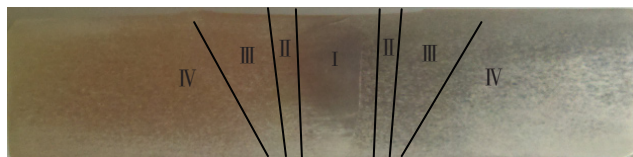
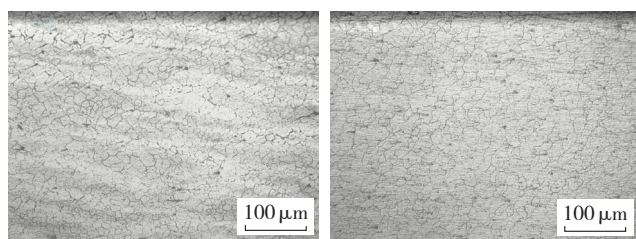
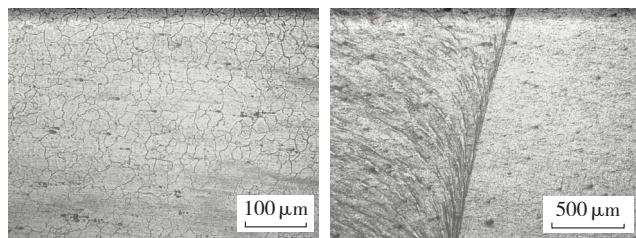


图2 焊接接头宏观组织示意图

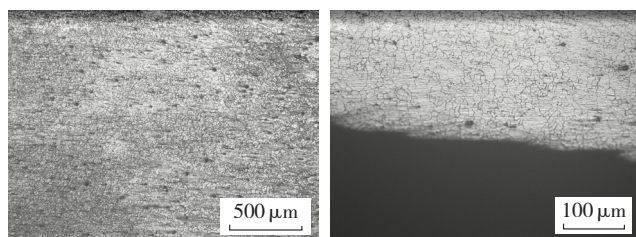
Fig.2 Macrostructure of welding joint



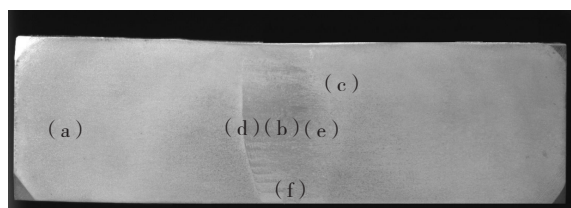
(a) 母材组织 (b) 焊核区组织



(c) (后退侧) 热影响区 (d) (前进侧) 热影响区



(e) (后进侧) 热影响区 (f) 焊缝根部



(g) 焊缝宏观形貌

图3 AZ31B搅拌摩擦焊接头组织

Fig.3 Microstructure of AZ31B FSW joint

区域: I 区域——焊核区(SZ)、II 区域——热机影响区(TMAZ)、III 区域——热影响区(HAZ)和IV 区域——母材区(BZ)。在FSW焊接过程中,母材不但受到轴肩的下压力和移动摩擦力,而且还受到搅拌针的高速旋转摩擦力和剪切力,使母材组织原始粗大的吸热过程和散热过程都很快,晶粒来不及长大,于是在受力最为复杂、剧烈的SZ形成细小均匀的等轴晶。TMAZ是在搅拌针和轴肩的同时作用下使母材不同程度的塑性变形,晶粒沿着搅拌针的旋转方向被拉长,TMAZ虽然也受到了机械和热的相互作用产生塑性变形,但没有SZ剧烈,动态再结晶不够充分,晶粒相对较粗大、不均匀,应力集中严重,从而导致该区为焊接接头最薄弱的部分。HAZ未受到搅拌针的机械搅拌作用和热塑性变形,只受到了焊接过程中的热循环作用晶粒大小不一。

### 2.3 硬度检测

送检试样显微硬度从前进侧母材开始,贯穿整个焊缝,到后退侧母材为止,每隔1mm测一点,共测20点,左侧端部和右侧端部母材各打1个点。硬度结果图4所示。

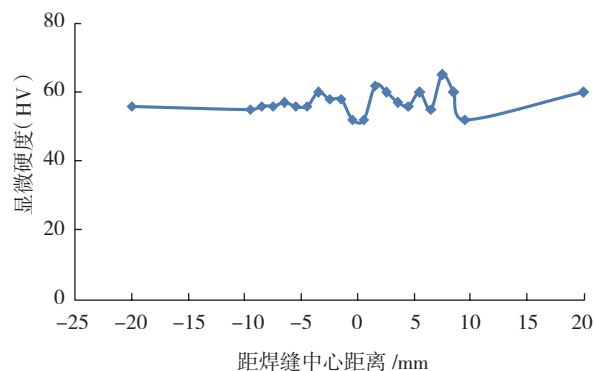


图4 AZ31B搅拌摩擦焊接头截面显微硬度(常温)

Fig.4 Microhardness of AZ31B FSW joint (room temperature)

### 2.4 焊后热处理对接头组织性能的影响

在对焊后接头试样进行不同温度热处理后,对其在不同退火温度下焊接接头的微观组织进行分析。热处理后SZ和TMAZ的晶粒尺寸相差较大,TMAZ的晶粒明显要大于SZ。随着退火温度的升高,SZ区域晶粒开始逐渐增大,并且在局部出现了很多细小的晶粒,这说明该区域已经开始发生再结晶<sup>[5]</sup>。但是由于温度较低,再结晶进行得比较缓慢。当退火温度为260℃时,SZ的晶粒迅速长大,整体基本趋于一致、均匀化,局部细小的晶粒已经长大,基本连成一片,这说明再结晶已基本完成。对于TMAZ区域组织晶粒增加相对焊核区较少,分析认为:TMAZ处于轴肩下部与搅拌针外围的交叉区域,晶粒搅拌破碎不充分、组织不均匀,由此所产生的残余

应力和加工硬化相对比较严重,因此热处理过程中消除这部分所消耗的能量要比SZ多;TMAZ虽然也受到了高温塑性变形,但没有SZ剧烈,动态再结晶不够充分,后续热处理过程中所吸收的能量有一部分先是用于再结晶,然后才是晶粒的长大。而SZ在焊接过程中经历了高温和大应变,发生了剧烈的塑性变形,金属塑性流动好,原始粗大的晶粒被显著破碎,动态再结晶充分,后续热处理过程中所吸收的能量主要用于晶粒的长大,因此SZ的晶粒相对较大。

表2为不同退火温度下FSW接头的拉伸试验结果。当退火温度低于260℃时,退火温度对接头抗拉强度影响不大。这主要是因为该温度下退火时,原子未能获得了足够的活动能力TMAZ发生再结晶。当退火温度到360℃时,接头的力学性能略微下降,延伸率下降明显,说明该温度超过了再结晶温度,且晶粒开始长大,使材料的塑性下降,表现在延伸率下降。

表2 AZ31B(H112)不同热处理温度下接头的抗拉强度

接头性能	热处理温度/℃				
	常温	150	200	260	360
抗拉强度/MPa	218	215	216	213	201
延伸率( $\delta_{50}$ )	8.5	8.0	8.0	7.5	5.0

### 3 结论

(1)可实现20mm厚镁合金搅拌摩擦焊接且良好成形、无缺陷,焊缝晶粒度级别7级,热机影响区(后退侧)晶粒度级别为7.5级,母材晶粒度级别为8级。

(2)随着退火温度的升高,焊接接头不同区域晶粒的长大速度不同。焊核区晶粒的长大速度大于热机影响区混区域。焊后去应力退火处理温度低于260℃时,对焊接接头的力学性能影响不大;建议焊后去应力退火处理温度不高于260℃。

#### 参考文献

[1] 胡学安,徐道荣.镁合金搅拌摩擦焊研究现状及进.轻合金加工技术,2006,34:11-15.  
 [2] 郭韡,王快社,王文,等.焊后热处理对镁合金搅拌摩擦焊接接头的影响.稀有金属材料与工程,2011,40:1075-1078.  
 [3] 郭韡,王快社,王峰,等.热处理对AZ31B镁合金搅拌摩擦焊焊接接头显微组织和显微硬度的影响.机械工程材料,2009(10):33-36,67.  
 [4] 柯黎明,邢丽,徐卫平.AZ81A镁合金焊接接头的组织与性能.材料工程,2005(1):10-12.  
 [5] 徐卫平,邢丽,柯黎明.镁合金AZ80A搅拌摩擦焊焊核区组织金属学演变.材料工程,2007(5):13-16.

(责编 良辰)

(上接第77页)

随着焊接时间的延长,一次 $\gamma'$ 相立方度降低并向球形发展,且其尺寸增加,而二次 $\gamma'$ 相数量随着焊接时间的延长明显增加。

单晶中 $\gamma'$ 相的形貌与 $\gamma'/\gamma$ 两相错配度密切相关,多相材料组织演化的驱动力是系统总能量的降低。在大多数情况下,总能量由应变能和界面能组成。当错配度较小时,两相的共格应变较小,相应的应变能也较小,因而界面能起主要作用。界面能正比于 $\gamma'/\gamma$ 界面面积,而在体积相同的情况下,球形的面积是最小的。组织演化的驱动力是体系总能量的降低,所以 $\gamma'$ 相趋向于紧凑的各向同性的形状,而使 $\gamma'$ 相形貌接近球形。当错配度增大后,沉淀相形状是由界面能和应变能共同决定的, $\langle 001 \rangle$ 方向是最软的方向,而应变能正比于沉淀相体积并且优于向 $\{001\}$ 软面发展,获得了立方体形状的 $\gamma'$ 相形貌。N5单晶初始组织内 $\gamma'$ 相呈立方体状,在TLP扩散焊过程中,随着焊接温度和焊接时间的增加, $\gamma'$ 相依附原有核心继续长大,而使错配度增大。当错配度继续增大到一定程度,超越了弹性范围后, $\gamma/\gamma'$ 两相不能保持共格状态,在两相界面上产生错配位错,因此应变能降低,界面能起主要作用, $\gamma'$ 相的形貌将呈近似球形形貌。在随后冷却过程中,已形成的过饱和 $\gamma$ 固溶体将析出细小的二次 $\gamma'$ 相并长大,最终,基体内形成粗大的一次 $\gamma'$ 相和细小的二次 $\gamma'$ 相。

### 3 结论

(1)接头内等温凝固区主要由 $\gamma$ 和 $\gamma'$ 相组成,快速凝固区主要是由接头中心的硼化物、 $\gamma$ 和 $\gamma'$ 相的三元共晶,及靠近等温凝固区的花簇状 $\gamma$ 和 $\gamma'$ 相二元共晶组成;

(2)N5单晶TLP扩散焊中间层中B元素质量分数确定为2.0%,焊接温度选择为1260℃;

(3)焊接温度越高、焊接时间越长,单晶基体内的一次 $\gamma'$ 相尺寸越大,且棱角发生钝化,逐渐向球形发展,而且二次 $\gamma'$ 相数量增加。

#### 参考文献

[1] 侯金保,张蕾,魏友辉.IC10合金TLP扩散焊接头组织与强度分析.焊接学报,2008,29(3):89-92.  
 [2] 张胜,侯金保,郭德伦,等.MGH956合金TLP连接机理及接头组织分析.焊接学报,2004,25(3):43-47.  
 [3] 李晓红,毛唯,郭万林,等.DD6单晶合金过渡液相扩散焊工艺.焊接学报,2005,26(4):51-54.  
 [4] 张贵锋,张建勋,裴怡,等.液相扩散焊等温凝固阶段的特征及解析.焊管,2004,27(6):25-30.

(责编 日午)