

AZ91B 镁合金 TIG 焊接头组织与性能

西安理工大学 徐锦锋* 翟秋亚

摘要 使用 AZ61 和 AZ91 焊丝 TIG 焊 AZ91B 镁合金均可获得组织致密、焊缝与母材结合良好的焊接接头。焊缝组织由分枝发达、呈雪花状的 α 枝晶以及晶间 ($\alpha + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) 低熔点共晶体组成; 熔合区组织由细小的 α -Mg 等轴晶和晶间共晶体组成; 热影响区组织接近母材, 由粗大的 α -Mg 树枝晶和分布于其间的 $\alpha + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 共晶体组成。由于焊接过程中镁的过热蒸发, 导致焊缝相对含 Al 量升高, 共晶体含量增多, 从而使焊缝热裂纹倾向增大。使用 ER AZ61 焊接 AZ91B 合金更易获得抗热裂性能高、与母材成分和组织一致性好的接头; 而且接头抗拉强度和伸长率也较高。

关键词: 镁合金 TIG 焊 焊接接头 组织 力学性能

中图分类号: TG457.13 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-2249(2004)04-0023-03

镁合金以其比强度、比刚度高, 具有良好的导热性, 磁屏蔽性、减振性以及绿色环保等优点, 在汽车、计算机和航天航空等工业领域具有广阔的应用前景^[1-4]。目前, 镁合金成形技术的研究已成为材料科学领域的重要研究课题之一^[5,6]。镁合金在铸造成形过程中, 不可避免地产生各种缺陷, 如夹杂、冷隔、气孔和裂纹等, 对缺陷铸件进行挽救修复具有重大的经济意义。由于镁的蒸气压高、易氧化, 而且导热性能好, 因而采用保护性强、能量密度高的焊接方法更易实现镁合金的焊接^[7-11]。同时, 焊接材料对接头组织和性能也具有很大

的影响。本课题使用 $\phi 5$ mm 的 ER AZ91 和 ER AZ61 对铸态 AZ91B 镁合金进行了 TIG 焊对比试验, 分析了焊丝成分及工艺因素对焊接接头组织及性能的影响。

1 研究条件及方法

1.1 试验材料

母材选用工程上应用较广的铸态 AZ91B 镁合金, 焊材使用 $\phi 5$ mm 的挤压态 ER AZ61 和 ER AZ91。母材和焊丝化学成分见表 1。

表 1 试验用材料的化学成分

	w_B									%
	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Fe	Ni	Be	杂质	Mg
BM AZ91B	8.5	0.6	≥ 0.13	≤ 0.30	≤ 0.10	≤ 0.01	≤ 0.01		≤ 0.80	余量
ER AZ61	6.7	0.5	≥ 0.15	≤ 0.05	≤ 0.10	≤ 0.005	≤ 0.005	0.000 4	≤ 0.30	余量
ER AZ91	9.0	1.9	≥ 0.15	≤ 0.05	≤ 0.05	≤ 0.005	≤ 0.005	0.000 5	≤ 0.30	余量

1.2 试块制备

砂型铸造出尺寸为 30 mm $\times$ 50 mm $\times$ 120 mm 的 AZ91B 试块, 在试块的大平面上沿垂直于其长度方向加工出宽 20 mm, 深 15 mm, 底部为弧形的 V 型坡口, 如图 1 示。用丙酮洗除油污后, 再用钢刷清理焊丝及试块待焊表面的氧化膜。

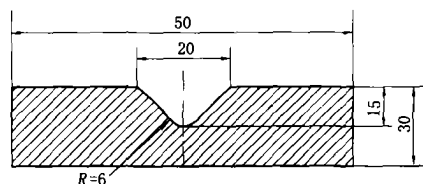


图 1 坡口形状及尺寸

1.3 试块焊接

使用 SYNCROWAVE250 型氩弧焊机, 分别用 ER AZ91 和 ER AZ61 焊丝在试块坡口表面进行逐层堆焊, 直至填满整个坡口。为了破碎氧化膜, 试验采用高频交流电源焊接。

主要焊接工艺参数为: 钨极直径为 $\phi 3$ mm, 焊接电流 140 ~ 220 A, 氩气流量为 9 L/min。

1.4 接头组织与性能分析

在焊接试块的焊缝中段, 沿垂直于焊缝轴线方向截取试样, 制取金相试样, 经用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液浸蚀试样后, 使用 Newphet-1 光学显微镜 (OPM) 和 4AMRAY-1000B 型扫描电镜 (SEM) 观察接头组织。并采用能谱仪 (EDS) 分析微区化学成分, 使用硬度测试仪分析接头各区微观硬度的分布。

沿垂直于焊缝轴线方向加工出 $\phi 8$ mm 的焊接接头拉伸试棒, 在万能试验机上进行拉伸试验, 测试接头抗拉强度及伸长率。

2 试验结果及分析

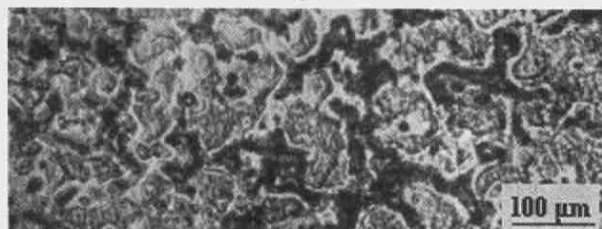
2.1 母材及焊丝的组织形貌

图 2 a 为铸态 AZ91B 镁合金试件的组织形态。从图 2 a 中可见, AZ91B 合金组织由粗大的、尺寸为 100 ~

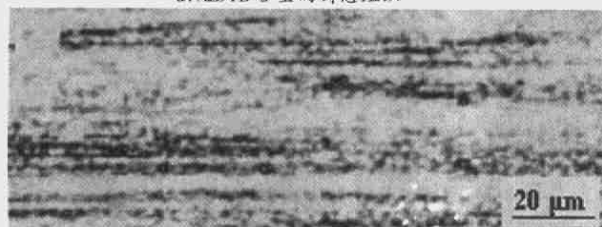
* 徐锦锋, 男, 1963 年出生, 副教授, 西安理工大学材料科学与工程学院, 西安 (710048), 电话: 029-82312069, E-mail: xu-zhai@xaut.edu.cn

收稿日期: 2004-03-08

400 μm 的 $\alpha\text{-Mg}$ 枝晶以及分布于晶间的 $\alpha + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 共晶体组成;图 2 b 为 ER AZ61 组织,具有典型的挤压变形组织特征,细密的带状条纹中分布着非常细小的再结晶等轴晶粒,晶粒尺寸为 3.3 ~ 12 μm 。由于同属热挤压成形线材,ER AZ91 组织形貌与 ER AZ61 基本相同。另外,在热挤压过程中通常会发生物相间的机械混溶现象,这使得两种焊丝组织中共晶体含量明显减少,形成以 $\alpha\text{-Mg}$ 为主相加极少量 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相的挤压变形组织。



a. AZ91B 合金的铸态组织

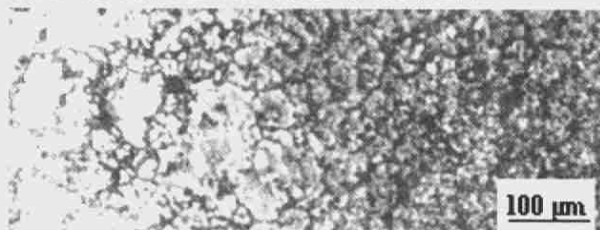


b. ER AZ61 合金组织

图 2 AZ91B 铸件及 AZ61 焊丝的原始组织

2.2 ER AZ91 TIG 焊接头组织特征

使用 ER AZ91 焊丝 TIG 焊 AZ91B 铸件所获得组织如图 3 所示。其中图 3 a 为焊接区组织形态,从中可以看出,接头组织致密,焊缝向母材的过渡良好。焊缝组织由细小的初生 $\alpha\text{-Mg}$ (呈亮色) 及 $(\alpha + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$ 共晶体 (呈黑色) 组成;熔合区很窄,由比较细小的 $\alpha\text{-Mg} + (\alpha + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$ 共晶体组成;热影响区组织与母材差别不大,均由粗大的 $\alpha\text{-Mg}$ 树枝晶和分布于其间的深色 $\alpha + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 组成。图 3 b 为焊缝区组织的放大,从中可以清晰地看到大量分枝比较发达、呈雪化状的 α 枝晶及细碎的 α 等轴晶,低熔点共晶体分布于枝晶间隙,清晰地勾勒出枝晶的外形轮廓。



a. 接头组织



b. 焊缝组织

图 3 ER AZ91 TIG 焊接头组织

从图 3 a 中看出,焊缝组织中共晶体含量明显多于母材,而且有从焊缝中心经由熔合区向热影响区逐渐降低的趋势。图 4 a 的 EDS 分析结果亦表明,焊缝中 Al 的含量明显高于母材,最高可达到 10.80%。而且,随着焊接电流的增大,该趋势更加明显。这与焊接过程中镁的过热蒸发有关。

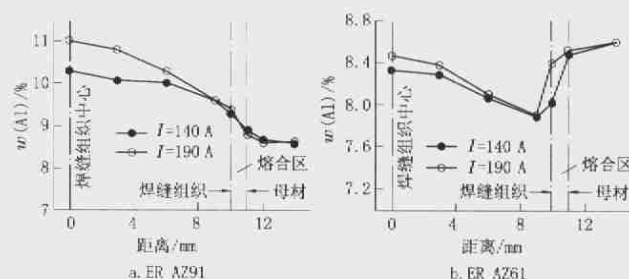


图 4 焊接接头 EDS 分析结果

同时,随着焊接电流的增大,焊缝中细小的等轴晶逐渐向分枝发达的树枝晶转化。当电流大于 200 A 时,焊接区出现了启裂于焊缝区、横穿接头断面的裂纹。裂纹断面形貌如图 5 所示。其中,图 5 a 为焊缝区断面,具有典型的结晶裂纹特征,显示出方向性明显的发达树枝晶形貌;图 5 b 和图 5 c 分别为熔合区和热影响区的断面形貌,皆具有准解理断面形貌特征。另外,热影响区组织比较粗大,而且有一些树枝晶露头,展示出该区过热液化开裂的痕迹。产生裂纹的原因在于:一方面,大电流 TIG 焊时,熔池金属过热程度增大,镁蒸发加剧,铝、锌等的相对含量升高,在熔池凝固后期,含量较多的低熔点 $(\alpha + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$ 共晶体以液态薄膜形式存在于 $\alpha\text{-Mg}$ 晶界,使晶粒间的结合强度降低。另一方面,镁合金线膨胀系数较大,母材受焊接热循环的影响,加热时体积膨胀,而在冷却过程中发生线收缩,其结果造成焊接区金属承受较大的拉伸应力。当此拉伸应力大于焊缝金属的高温强度极限时,微区金属被沿晶界拉开,形成裂纹源,在应力的作用下,裂纹进一步扩展,最后形成了贯穿焊补区的裂纹。

2.3 ER AZ61 TIG 焊接头组织特征

使用 ER AZ61 焊丝所获得的 TIG 焊接头组织形态如图 6 所示。焊缝区组织亦由细小的初生 $\alpha\text{-Mg}$ 等轴晶粒及弥散分布的 $(\alpha + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$ 共晶体组成。但与图 3 对比不难看出, $\alpha + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相含量明显减少,与母材共晶体的含量趋于接近,而且焊缝组织的均匀性有所提高。当焊接电流大于 200 A 时,尽管热影响区中存在一定程度的晶间过烧现象,但整个焊补区未有裂纹出现。这与 AZ61 合金较 AZ91 合金熔点高,结晶温度区间小,产生焊缝裂纹倾向性较小有关。EDS 分析表明,焊缝中 Al 的含量也高于焊丝,最高可达到 8.33%,与母材成分比较接近,如图 4 b 示。另外,由于含 Al 量较低,焊缝

中的低熔点 $\alpha + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 共晶相含量较少,这对防止结晶裂纹的产生具有一定的积极作用。

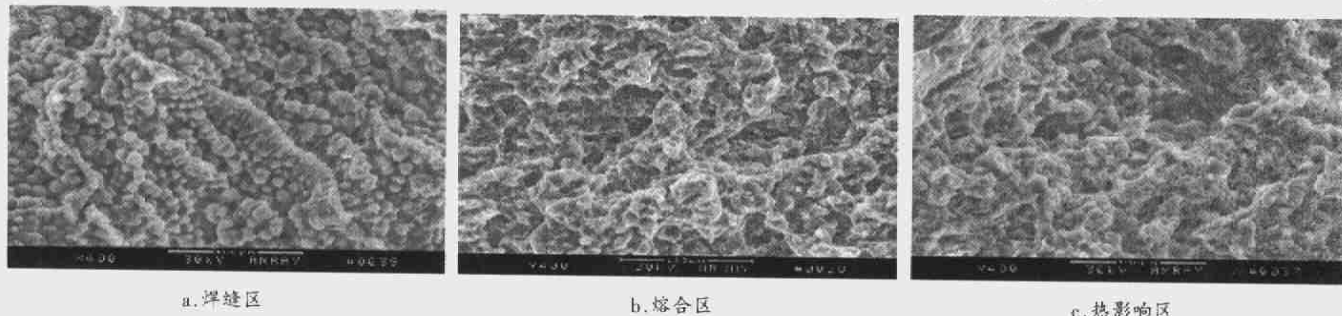


图 5 焊接接头断面形貌

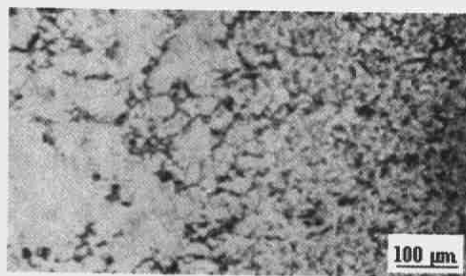


图 6 ER AZ61 TIG 焊接头组织

因此,出于焊接质量和工艺操作方面的考虑,在氩弧焊 AZ91B 镁合金铸件时,宜优先选用 ER AZ61 焊丝。

2.4 接头力学性能

在 400 倍光学显微镜下测定焊接区显微硬度。加载力和加载时间分别为 1.96 N 和 15 s。两种焊丝所获得焊补区的硬度测试结果如表 2 所示。从中可以看出,热影响区和母材的显微硬度十分接近,但焊缝区硬度存在一定的差异。AZ91 合金焊缝硬度明显高于 AZ61 合金焊缝。由此可以印证 AZ91 焊缝组织中 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 脆硬相数量较多,即焊缝中含 Mg 量较低之事实。这与上述组织观察结果相一致。

表 2 焊接区显微硬度值

焊丝牌号	焊缝区	热影响区		母 材	
		$\alpha\text{-Mg}$	$\alpha + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$	$\alpha\text{-Mg}$	$\alpha + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$
ER AZ91	70.5	59.8	75.8	56.4	76.1
ER AZ61	67.1	59.1	76.3	57.5	75.8

拉伸试验测试结果为:ER AZ91 焊丝 TIG 焊接头平均抗拉强度为 117 MPa,伸长率为 2.0%;ER AZ61 焊丝 TIG 焊接头平均抗拉强度为 122 MPa,伸长率为 2.2%。可见,使用 ER AZ91 和 ER AZ61 两种焊丝 TIG 焊 AZ91B 镁合金,所获得的接头强度均达到或超过了铸件强度的 80%,能够满足铸件使用性能要求。

综合考虑焊接工艺和接头力学性能,生产中宜选用 ER AZ61 镁合金焊丝焊接和修复 AZ91B 镁合金铸件。

3 结论

(1) 使用 ER AZ61 和 ER AZ91 焊丝 TIG 焊 AZ91B 镁合金均可获得组织致密、焊缝与母材结合良好的焊接

接头。焊缝组织由呈雪化状的细小的 $\alpha\text{-Mg}$ 等轴晶粒以及晶界分布的 $(\alpha + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$ 共晶体组成;熔合区由比较细小的 $\alpha\text{-Mg} + (\alpha + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$ 共晶体组成;热影响区由粗大的 $\alpha\text{-Mg}$ 和分布于其间的 $\alpha + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 组成。

(2) 由于焊接过程中镁的过热蒸发,导致焊缝相对含 Al 量升高,共晶体含量增大,从而使 ER AZ91 在较大电流焊接时热裂纹倾向增大,而用 ER AZ61 焊丝所形成的焊缝成分和组织则与 AZ91B 母材非常接近。

(3) 在电流适中的情况下,使用 ER AZ61 焊丝 TIG 焊 AZ91B 镁合金形成的接头抗拉强度和伸长率高于 ERAZ91 焊丝所形成的接头,接头硬度分布更趋合理。宜优先选用 ER AZ61 焊接和修复 AZ91B 镁合金铸件。

参 考 文 献

- 1 曾小勤. 镁合金应用新进展. 铸造, 1998(11): 34 ~ 42
- 2 Mordike B L, Ebert T. Magnesium Properties-application-potential. Mater. Sci. and Eng., 2001, (A302): 37 ~ 45
- 3 Tamura Y, Motegi T, Kono N et al. Effects of Minor Elements on Grain Size of Mg-9% Al Alloy. Mater. Sci. Forum, 2000, 350 ~ 351: 199 ~ 204
- 4 Liu Y Z, Wang Q D, Zeng X Q et al. Effects of Rare Earths on the Microstructure, Properties and Fracture Behavior of Mg-Al Alloys. Mater. Sci. and Eng., 2000, A278: 66 ~ 76
- 5 Kubota K, Mabbuch M, Higashi K. Review-Processing and Mechanical Properties of Fine-grained Magnesium Alloys. J. Mater. Sci., 1999, 34: 2 255 ~ 2 262
- 6 Wang R M, Eliezer A, Gutman E. Microstructures and Dislocations in the Stressed AZ91D Magnesium Alloys. Mater. Sci. and Eng., 2002, A344: 279 ~ 287
- 7 Munitz A, Cotler C, Stern A et al. Mechanical Properties and Microstructure of Gas Tungsten Arc Welded Magnesium AZ91D Plates. Mater. Sci. and Eng., 2001, A302: 68 ~ 73
- 8 Zhao H, Debroy T. Pore Formation During Laser Beam Welding of Die-cast Magnesium Alloy AM60B-mechanism and Remedy. Welding Research Supplement, 2001: 204 ~ 210
- 9 Sun Z P, Wei J. Comparative Evaluation of Tungsten Inert Gas and Laser Welding of AZ31 Magnesium Alloy. Science and Technology Welding and Joining, 2002, 7(6): 343 ~ 351
- 10 Munitz B Y A, Cotler C, Shanam H et al. Electron Beam Welding of Magnesium AZ91D Plates. Welding Journal, 2000(7): 202 ~ 208
- 11 Weishit B Y A, Galum R, Mordike B L. CO₂ Laser Beam Welding of Magnesium-Based Alloys. Welding Journal, 1998(4): 149 ~ 154

(编辑:陈渭臣)