

7003 铝合金 TIG 焊焊接接头的组织与性能

王培吉^{1,2,3}, 陈康华^{1,2,3}, 姜慧丽^{2,3}, 陈送义^{2,3}, 胡桂云^{2,3}

(1. 中南大学 粉末冶金研究院, 长沙 410083; 2. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083;
3. 中南大学 有色金属先进结构材料与制造协同创新中心, 长沙 410083)

摘要: 采用显微硬度及电导率测试, 剥落腐蚀及电化学腐蚀试验, 光学显微镜(OM)及透射电镜(TEM), 研究经 ER5356 焊丝钨极氩弧焊(TIG)的 7003 铝合金型材焊接接头各部分的微观组织与性能。结果表明: 在离焊缝中心 30 mm 左右的热影响区位置形成硬度较低的软化区, 这是由于 $\eta'(\text{MgZn}_2)$ 相的长大粗化; 焊接接头的耐蚀性依次为焊缝区 > 过时效区 > 母材区 > 淬火区, 其原因是淬火区的晶界析出相连续分布, 形成连续阳极腐蚀通道, 增大了应力腐蚀及剥落腐蚀倾向, 使得腐蚀性能很差; 而过时效区和母材区的晶界析出相不连续, 耐蚀性较好。

关键词: 7003 铝合金; TIG 焊; 剥落腐蚀; 电化学腐蚀; 显微组织

中图分类号: TG456; TG146.4

文献标志码: A

文章编号: 1673-0224(2016)06-832-08

Microstructures and properties of TIG welded joint of 7003 aluminum alloy

WANG Peiji^{1,2,3}, CHEN Kanghua^{1,2,3}, JIANG Huili^{2,3}, CHEN Songyi^{2,3}, HU Guiyun^{2,3}

(1. Institute of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China;

2. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China;

3. Nonferrous Metal Oriented Advanced Structural Materials and Manufacturing Cooperative Innovation Center,
Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The properties and microstructure of the different welded joint zone of 7003 aluminum alloy welded using 5356 welding wire by the method of TIG welding were researched by OM, TEM, vickers hardness and conduction test, exfoliation and electrochemical corrosion experiment. The results show that the heat affected zone, approximately 30 mm away from the centre of welding seam, is the soften zone as a result of $\eta'(\text{MgZn}_2)$ coarsening. The corrosion resistance of TIG welded joint are, in order, Welded zone > Overaging zone > Base metal > Quenching zone. Because the precipitates from grain are continuous in quenching zone, which forms the continuous anode corrosion channel that increases the tendency of stress corrosion cracking and exfoliation corrosion, quenching zone has poor corrosion resistance. However, the precipitates from grain are discontinuous in overaging zone and base metal, which makes the overaging zone and base metal have a higher corrosion resistance.

Key words: 7003 alloy; tungsten inert gas arc welding; exfoliation corrosion; electrochemical corrosion; microstructure

在国家实施经济战略转移的背景下, 高铁已成为高科技、高技术含量的代名词, 已成为带动经济结构转型、拉动经济快速发展的重要力量, 已走在世界前列。为了适应高速轨道的快速发展, 世界各国竞相研制和生产铝合金车体^[1-2]。Al-Zn-Mg 铝合金易挤压成

形, 并且具有良好的热处理性能和耐腐蚀性能, 同时能通过自然时效获得高强度, 对裂纹的敏感性低。Al-Zn-Mg 铝合金焊接性较好, 焊接时基材被加热成固溶化处理, 所以焊后经自然时效处理, 可以使得强度恢复, 从而提高焊接结构件的强度, 故常用于焊接结

基金项目: 国家重点基础研究计划资助项目(2012CB619502, 2010CB731701); 湖南省自然科学基金(12JJ6040); 国家自然科学基金(51201186); 国家重大科研仪器设备研制专项(51327902)

收稿日期: 2015-12-08; **修订日期:** 2016-01-22

通信作者: 陈康华, 教授, 博士生导师。电话: 0731-88830714; E-mail: khchen@mail.csu.edu.cn

构件。随着高速列车的快速发展, 需要大量的中强可焊 Al-Zn-Mg 合金^[3]。铝及铝合金焊接结构生产时, 往往需要同时采用钨极(TIG)及熔化极(MIG)氩弧焊接法, 厚大零件一般采用 MIG 焊接法, 小尺寸薄臂件则用 TIG 焊接法, 且多用于手工焊方式实施^[4-5]。焊接接头由于从焊缝向外各处受热不同, 分为焊缝区、热影响区及母材区。FU 等^[6]针对 Al-Zn-Mg 铝合金 GMA 焊接的焊件热影响区的研究中指出, 热影响区主要分为溶解区和过时效区, 此两区在温度达 380 ℃时会形成一个界面, 380 ℃以上形成固溶区, 230~380 ℃形成过时效区。Al-Zn-Mg 铝合金材料在高速列车中有着其它系列合金无法取代的地位, 其一般在车体上作为关键部位, 如 7003 和 7N01 用于枕梁和底架等^[7-8], 日本、西欧等国广泛采用 7020 铝合金制造列车车体^[9-11]。王宜达^[12]研究了 7003 铝合金搭配不同焊丝, 是否有填料对接头的影响, 结果表明 7003 铝合金与 ER5356 搭配较好, 焊后经热处理可以提高其应力腐蚀性。KRISHNAN^[13]研究了 7003 挤压材的局部腐蚀行为, DABROWSKI^[14]对 7003 铝合金 MIG 焊接接头的腐蚀性能做了系统的研究。但是, 国内对于 TIG 焊 7003 铝合金焊接接头的研究较少, 特别是对于 TIG 焊 7003 铝合金焊接接头各区域位置的性能认识不足, 尤其是腐蚀性能。本文在 7003 铝合金 TIG 焊接的基础上, 研究焊接接头的硬度及电导率分布, 分析铝合金焊接接头各部位剥落腐蚀及电化学腐蚀性能, 对该铝合金焊接接头的显微组织进行分析讨论。通过比较该焊接接头各部位的组织和性能, 得到焊接接头各部位的组织及性能差异, 对该铝合金的实际应用具有积极意义, 以期持续改善铝合金焊接接头的性能创造条件和提供理论依据。

1 实验

1.1 材料

焊接用母材为 6 mm 厚的 7003 铝合金挤压型材, 热处理状态为 T5。焊接所用焊丝为 ER5356 合金, 母材与焊丝的化学成分如表 1 所列。

1.2 实验方法

采用 TIG 手工焊方式对 7003 试样进行双面单道焊对接, 焊接方向与挤压流线方向垂直, 焊接工艺参数如表 2 所列。

硬度测试在 HV-50 维氏硬度仪器上进行, 从焊缝中心开始向母材逐点测量其维氏硬度, 测试加载载荷为 98 N, 加载时间 10 s。用 7501A 涡流电导仪测试样品的电导率, 每个样品从熔合线开始测试, 每隔 10 mm 为一采集区域, 每个区域测试至少 3 次, 取平均值。测量接头焊接后及其经 5 个月自然时效后的硬度, 后续则根据硬度变化取焊缝区, 淬火区(固溶自然时效区), 过时效区及母材区取样进行实验。

剥落腐蚀实验按照 ASTM G34—79 标准进行。腐蚀溶液为 4 mol/L NaCl+0.5 mol/L KNO₃+0.1 mol/L HNO₃, 加蒸馏水稀释至 1 L。实验溶液体积与试样面积之比为 20 mL/cm², 溶液温度控制在(25±2) ℃, 浸泡时间为 48 h。

采用上海辰华 CHI 660C 电化学工作站测量开路电位(open circuit potential, OCP)-电化学阻抗谱(electrochemical impedance spectroscopy, EIS)。试样的化学测试采取三电极体系, 试样本身为工作电极, 对

表 1 7003 铝合金和 ER5356 焊丝的化学成分

Table 1 Chemical compositions of 7003 aluminum alloy and ER5356 filler metal

Alloy	Mass fraction/%									
	Zn	Mg	Cu	Zr	Cr	Mn	Ti	Fe	Si	Al
7003	6.03	0.92	0.017	0.13	0.081	0.194	0.026	0.097	0.051	Bal.
ER5356	0.10	4.80	0.10	—	0.15	0.35	0.13	0.40	0.25	Bal.

表 2 7003 铝合金的 TIG 焊接工艺参数

Table 2 TIG welding parameters of 7003 aluminum alloy

Run	Size of filler metal/mm	Welding current/A	Welding voltage/V	Welding speed/(m·min ⁻¹)	Argon gas flow/(L·min ⁻¹)
1	Φ3.2	300	22~30	0.28~0.32	15

电极为 Pt 电极, 参比电极是饱和甘汞电极(SCE)。工作电极放入特制的腐蚀电极槽中, 测试面为 S-L 面, 面积为 1 cm^2 。电化学介质为 3.5% NaCl 溶液, 实验室温度为室温(25 ± 3) $^{\circ}\text{C}$ 。体系搭建好 10 min 后, 先进行开路电位-时间曲线测试, 测试时间为 400 s。电化学阻抗测试于开路电位稳定时进行, 测试频率为 100~10 mHz, 激励信号幅值为 10 mV。

金相样品经粗磨、精磨、抛光及热风吹干后, 用铬酸腐蚀溶液进行腐蚀, 待合金表面出现银灰色后立即进行清水冲洗, 然后热风吹干。采用德国莱卡 DM 4000M 智能型显微镜进行显微组织观察。透射电镜薄片样厚度减至 0.08 mm, 在 MTP-1 双喷电解减薄仪上双喷减薄、穿孔, 电解液为 $V(\text{硝酸}):V(\text{甲醇})=3:7$, 温度控制在 $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下, 电压为 15~20 V, 电流为 60~80 mA。在 JEM-2100F 型透射电镜上进行组织观察。

2 结果与讨论

2.1 焊接接头的硬度及电导率分布

焊接过程中, 焊接热输入向接头两边传递, 在接头处形成了温度梯度, 这使得焊接接头不同区域的硬度值有很大的区别。图 1 所示为焊接接头焊后及自然时效 5 月后的维氏硬度分布, 其中 WZ 为焊缝区, FZ 为熔合线区, HAZ 为热影响区, QZ 为淬火区, OZ 为过时效区, BM 为基材。

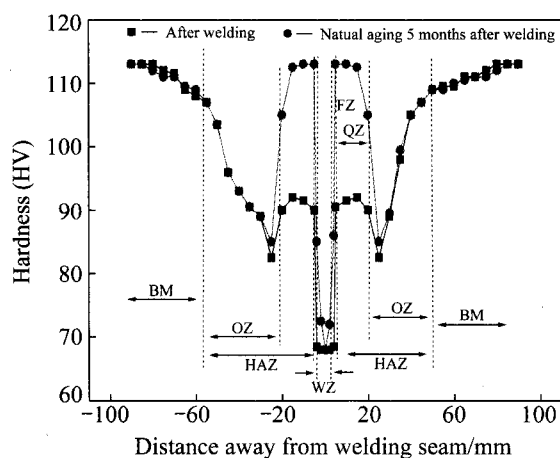


图 1 焊接接头的硬度分布
Fig.1 Hardness distribution of welded joint

由图 1 可知, 焊接接头焊后的硬度分布以焊缝(WZ)中心为对称轴, 呈近似对称分布。焊缝宽度约为 10 mm, 且焊缝中心硬度最低(67.5 HV)。距焊缝中心 15 mm 区域, 随离焊缝中心距离增大, 硬度升高, 达

到 96 HV 左右。熔合区(FZ)是由焊丝与基材的 2 种熔体交混后形成的一种合金, 所以该区的成分既不是原始的基材成分, 又不是焊缝中焊丝的成分, 导致该区的硬度比焊缝区高, 而比基材的低, 硬度介于焊缝区与基材之间, 约为 92 HV。离焊缝中心 30 mm 左右出现一个硬度较低的区域, 为软化区, 硬度值为 85 HV。

焊接接头时效 5 个月后, 对接头再进行硬度测试, 由图 1 知接头硬度以焊缝中心呈近似对称分布。从图 1 可以看出, 焊缝中心硬度基本无变化, 这是因为焊缝中心为焊丝成分, 是 Al-Mg 合金, 为不可热处理强化合金。热影响区(HAZ)沿散热方向依次出现淬火和过时效现象^[15]。热影响区硬度有明显提高, 特别是靠近焊缝的区域, 硬度基本恢复到基材水平, 这个区域相当于固溶自然时效过程, 为淬火区。淬火区是原有的析出相经高温固溶到铝基体形成的过饱和固溶体, 焊件经过一段时间自然时效, 固溶体会析出 $\eta'(\text{MgZn}_2)$ 相, 主要析出强化相为 GP II 区^[16], 从而获得较高的硬度。离焊缝中心 20 mm 后, 硬度开始降低, 最低值约为 86 HV, 经自然时效后, 中间硬度没有明显恢复的区域称为过时效区。因为这一区域离焊缝有一定距离, 焊接热扩散到这一区域, 使得该区域温度比 7003 铝合金的时效温度高且比固溶温度低, η' 相聚集长大并粗化, 导致固溶强化和沉淀析出强化效果比淬火区差, 强度硬度降低, 形成一个软化区。尽管过时效区发生软化, 但其硬度值比焊缝区高, 且过时效状态腐蚀性能最好^[17], 不是焊接接头的薄弱环节。随离焊缝中心距离增大, 硬度不断提高, 到达母材区(BM)后达到稳定状态, 维氏硬度约为 113 HV。

焊接接头焊后及自然时效 5 月后分别测量电导率, 其电导率分布如图 2 所示。接头电导率开始随离焊缝中心距离增大呈单调上升趋势, 距离到达离焊缝

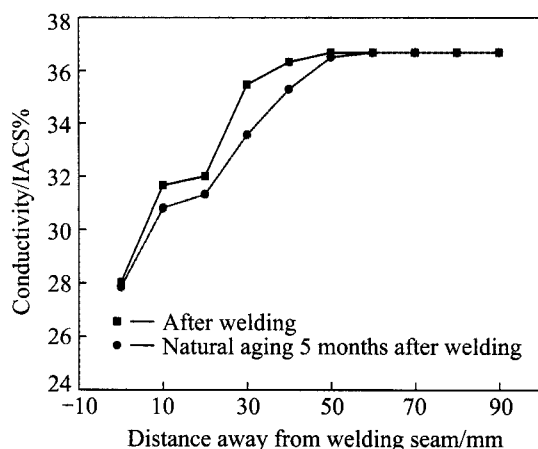


图 2 焊接接头的电导率分布
Fig.2 Conductivity distribution of welded joint

40 mm 时趋于平缓,接头后续部分的电导率基本无变化。焊接接头通过 5 个月自然时效,热影响区电导率有所下降,距焊缝 40 mm 后基本无变化。

电导率作为衡量 7xxx 系铝合金抗应力腐蚀能力的一种方式,既无损又快速,是在工业上广泛应用的一种标准。通常情况下,合金的电导率越高,其抗应力腐蚀能力越好。但是,焊缝区为焊丝及基材的混合合金,焊丝为 5xxx 系铝合金,其耐蚀性能最好,所以不能用电导率比较焊缝区与接头其它区域的抗应力腐蚀性能,而接头除焊缝区外均为 7xxx 系铝合金。因此,从图 2 的焊接接头的电导率分布测试结果可初步推断出,接头过时效区及母材区的抗应力腐蚀性较好,而接头近焊缝热影响区的抗应力腐蚀性最差。焊缝区由于焊丝为 5xxx 系铝合金,其抗腐蚀性最好,过时效区由于部分析出相回溶使得电导率比基材低,故其耐腐蚀性仅比焊缝区低,而淬火区是固溶自然时效区域,电导率最低,其应力腐蚀性能最差。故应力腐蚀性能为:焊缝区>过时效区>母材区>淬火区。

2.2 焊接接头的剥落腐蚀性能

7003 铝合金焊接接头不同部位的剥落腐蚀实物照片如图 3 所示。图 3(a)为焊缝区剥落腐蚀实物照片,由于焊缝区为基材和焊丝的混合合金,焊丝为 Al-Mg 合金,故其抗剥落腐蚀性能优异,试样表面没有点蚀

及剥蚀,剥落腐蚀等级为 N 级;图 3(b)为热影响区中淬火区即相当于接头固溶自然时效区域的剥落腐蚀实物照片,剥落腐蚀最严重,剥蚀已经扩展到金属内部,并有大量的金属层剥落,剥落腐蚀等级为 ED 级;图 3(c)为热影响区中相当于过时效区域即过时效区的剥落腐蚀实物照片,其为点蚀,有不连续的腐蚀点,有的点边缘轻微鼓起,剥落腐蚀等级为 P 级;图 3(d)为母材区的剥落腐蚀实物照片,表面有少量鼓泡裂开,并伴有轻微的剥层,腐蚀等级为 EA 级。7003 焊接接头不同区域剥落腐蚀的具体评级如表 3 所列。

2.3 焊接接头的电化学腐蚀性能

图 4 所示为 7003 铝合金焊接接头不同区域在 3.5% NaCl 溶液中的开路电位-时间曲线。淬火区为图 1 中焊后硬度可恢复的区域,过时效区为其硬度软化区域,母材区则为不受影响区域。OCP 越负,则表示合金的腐蚀倾向越大;OCP 波动越大,则腐蚀敏感性越大^[18]。从图 4 中可见,电位由低到高依次为:焊缝区<淬火区(固溶自然时效区域)<母材区<过时效区。由于焊丝是 5xxx 系铝合金,使得焊缝区耐蚀性最好,故接头耐蚀性为焊缝区>过时效区>母材区>淬火区。

图 5 所示为 7003 铝合金焊接接头不同区域在 3.5% NaCl 溶液中的电化学阻抗谱 Nyquist 图。Nyquist

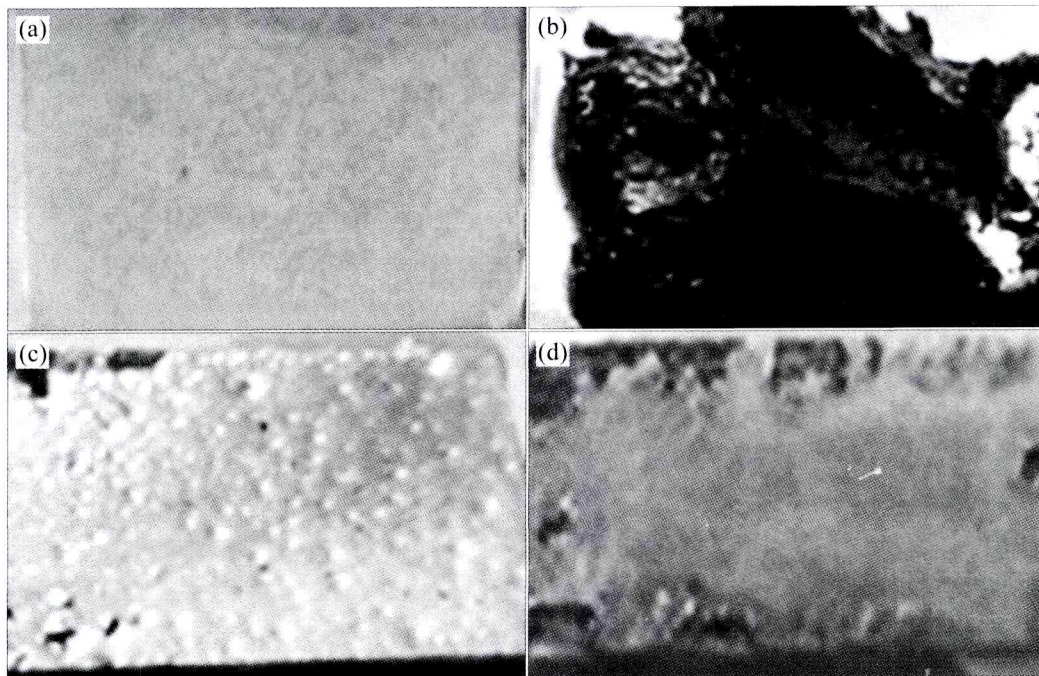


图3 7003 铝合金焊接接头不同部位的剥落腐蚀实物照片

Fig.3 Exfoliation corrosion entity photos of welded joint of 7003 aluminum alloy at different areas

(a) Welded zone; (b) Quenching zone; (c) Overaging zone; (d) Base metal

表 3 7003 铝合金焊接接头不同区域的剥落腐蚀性能

Table 3 Exfoliation corrosion resistance of welded joint of 7003 aluminum alloy at different areas				
Areas	Welded zone	Quenching zone	Overaging zone	Base metal
Level	N	ED	P	EA

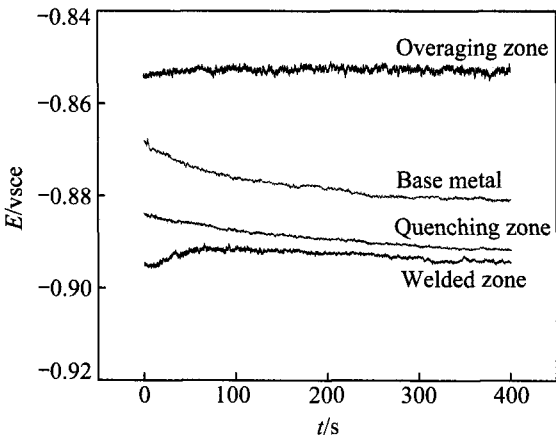


图 4 7003 铝合金焊接接头不同区域在 3.5% NaCl 溶液中的开路电位时间曲线

Fig.4 OCP-time cures of 7003 aluminum alloy joint at different areas in 3.5% NaCl solution

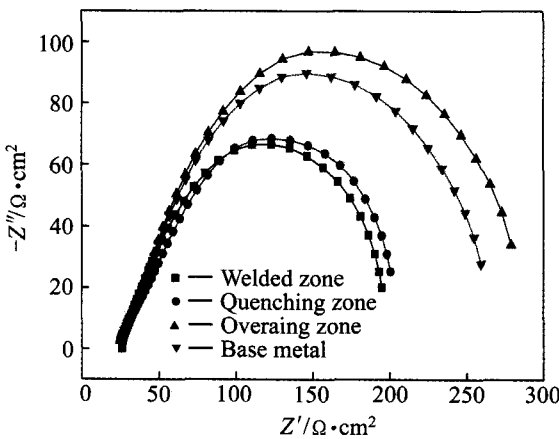


图 5 7003 铝合金焊接接头在 3.5% NaCl 溶液中的 Nyquist 图

Fig.5 The Nyquist plot of 7003 aluminum alloy joint in 3.5% NaCl solution

图以阻抗的实部为横坐标，虚部为纵坐标，常由容抗弧和感抗弧组成。在铝合金腐蚀过程中，代表腐蚀产生新界面的容抗弧半径越大，则耐蚀性越强。从图 5 可以看出，接头各个区域的容抗弧半径：焊缝区<淬火区<母材区<过时效区，但焊丝是 5xxx 系铝合金，使得焊缝区为铸态组织，其耐蚀性最好。故焊接接头

不同区域合金在 3.5% NaCl 溶液中的耐蚀性：淬火区<母材区<过时效区<焊缝区。由此可知，电化学腐蚀试验与剥落腐蚀浸泡试验的结果一致。

2.4 焊接接头的显微组织

7003 铝合金焊接接头不同区域的侧面显微照片如图 6 所示。由图 6(a)可以看出，焊缝区组织为等轴晶及柱状晶。焊接加热时，由于大热量输入，焊缝处温度高达 700~800℃，焊丝熔化随后冷却。因为焊接熔池快速结晶，所以溶质来不及扩散，又因为各组元、熔池各部位结晶先后顺序不同，溶质浓度有差异，同时溶质来不及均匀化，从而形成了典型的铸造组织^[19]。熔合区是焊丝与基体金属形成的一种交混合金，图 6(b)中靠焊缝一侧为沿散热方向以联生结晶形式^[20-21]形成的柱状晶组织，靠近基材一侧表面有一层再结晶组织，厚度约为 80 μm，其余仍为细小等轴晶组织，保持纤维状。根据焊接熔池温度场的分布特征，熔池边缘的加热温度稍高于熔点，且存在一层运动速度很低的附面层。在该附面层中，大量来自基材和焊丝的未熔 Al₃(Zr, Ti)质点成为 α(Al)的非均质形核核心，促进细小等轴晶的形成^[22-23]。另外由于 Zr 等^[24]微合金元素含量较少，在高热量下抑制再结晶能力较弱，使得接头热影响区表层产生再结晶。图 6(c)为接头热影响区，图 6(d)为母材区，它们表层均有约 40 μm 厚的再结晶层，心部均是明显的纤维状加工组织。

焊接接头从焊缝到母材有温度梯度，形成了不同的热处理，这不仅使得各区域位置晶内析出相的性质、大小和分布不同，而且也使得晶界结构形态不同，从而表现为接头各部位强度及腐蚀性能的不同。焊接接头不同区域位置的合金强度及腐蚀性能存在差异，源于其有不同的微观组织。

图 7 所示为焊接接头不同区域位置的 TEM 图像。由图 7(a)可知，焊缝区没有明显的析出相。焊缝区为焊丝和原材料的混合合金。其性能取决于焊缝区的化学成分和结晶过程。由于焊缝区存在急冷结晶组织使得该区硬度较低，塑性较差，又因为没有强化相析出，焊缝区强度不高，为不可热处理铝合金，但在实用中，焊缝有余高，能满足使用强度的要求，又因为基本无析出相，所以抗剥落腐蚀性能最好。

由图 7(b)的淬火区(相当于固溶后自然时效区域)可以看出，强化相在晶体内呈细小弥散分布，起到弥散强化效果；此时的强化作用主要依靠与基体共格的 GP 区对位错运动的阻碍，使得该区强度与母材区接近。该区晶界上析出相尺寸小、密度大，呈现链状连续分布，易构成连续阳极腐蚀通道，易于发生沿晶腐

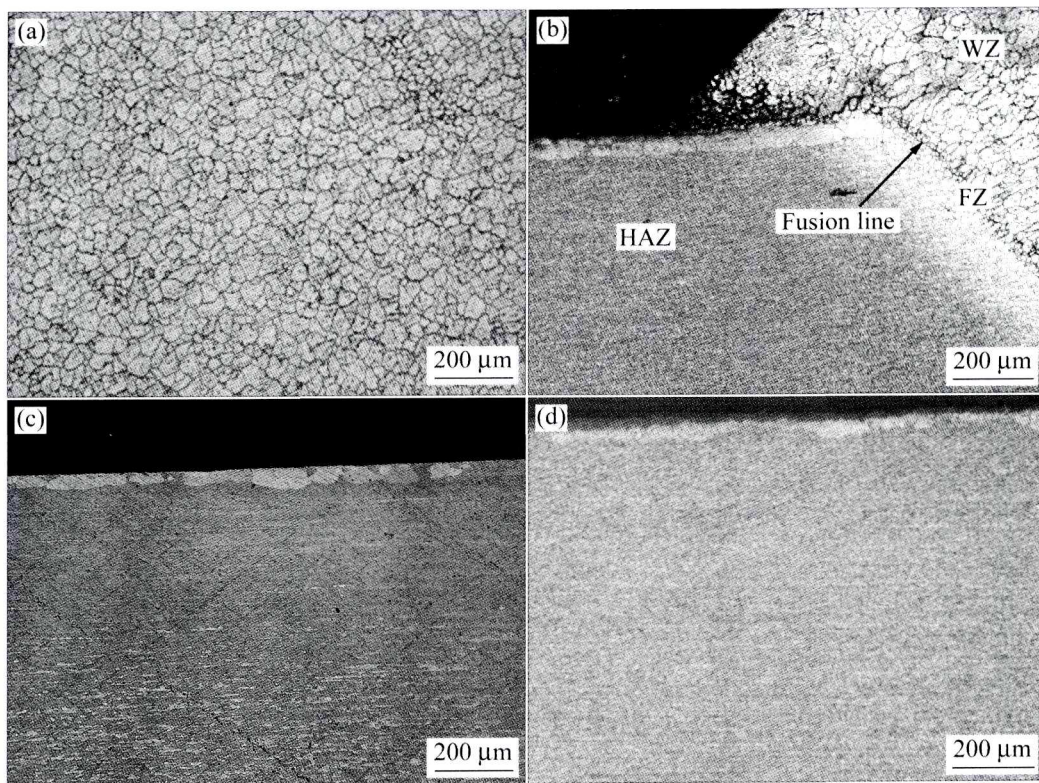


图 6 7003 铝合金焊接接头不同区域的显微组织

Fig.6 Microstructures of welded joint of 7003 aluminum alloy at different areas

(a) Welded zone; (b) Transition zone; (c) Heat affected zone; (d) Base metal

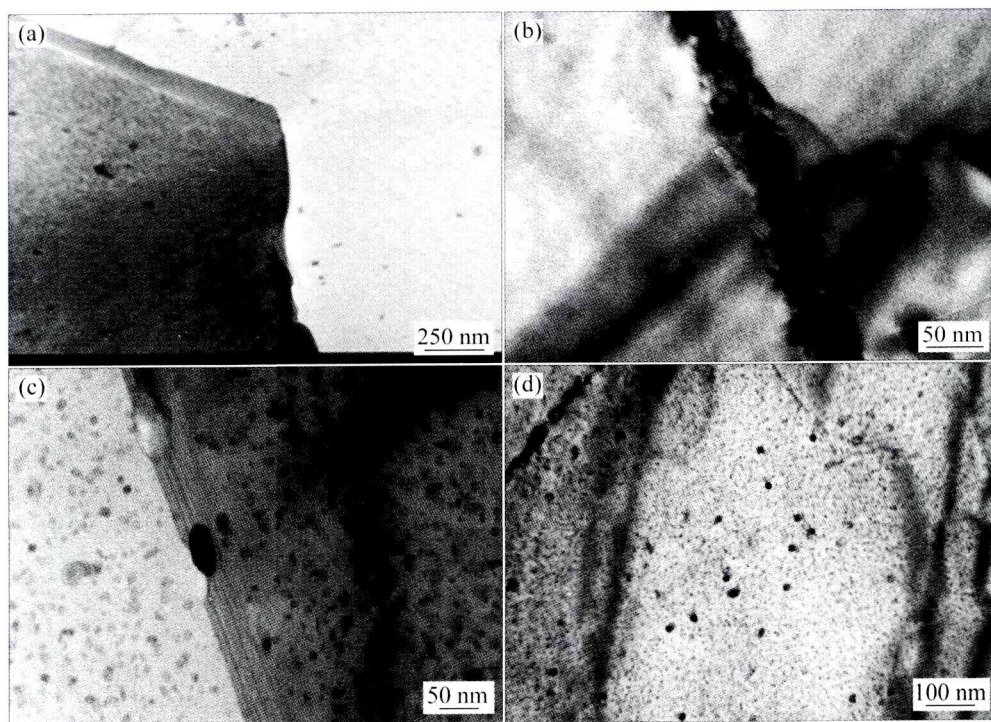


图 7 7003 铝合金焊接接头不同区域的 TEM 图像

Fig.7 TEM images of welded joint of 7003 aluminum alloy at different areas

(a) Welded zone; (b) Quenching zone; (c) Overaging zone; (d) Base metal

蚀,增大应力腐蚀及剥落腐蚀倾向,使得腐蚀性能很差。该区的形成是因为在焊接热冲击的作用下,原有的析出相固溶到 Al 基体中,冷却时形成了过饱和固溶区,该区固溶浓度高,空位密集。Mg 和 Zn 原子在铝基体固溶体中发生偏聚,从而使得 GP 区聚集长大形成亚稳定相 η' 相。 η' 相是 7003 铝合金的主要强化相,其中析出 η' 相的过程实际就是进行了自然时效强化,故而称该区为淬火区。

图 7(c)为焊接接头软化区,即过时效组织。从图中可知,软化区中 η' 相较接头固溶时效区与母材区发生了粗化,此时该区域合金的晶内强化相以 η' 和 η 为主,由于 η' 的粗化及 η 相的增多,使得其强度大幅下降。过时效区的温度较淬火区低,强化相溶解不够充分,只有少量固溶在基体中,同时晶格中的空位浓度也较低,受热冲击的影响,在接下来的时效中, η' 相在较大的空间中聚集、长大并粗化。接头软化区晶界析出相呈断续分布,且晶内析出相长大粗化,同时析出相之间的距离增大,阻断了阳极溶解通道,使沿晶腐蚀难以继续,改善了该区合金的剥落腐蚀及电化学腐蚀性能。同时陈小明等^[25]提出的“Mg-H”复合理论认为,随时效时间延长(峰时效 $\rightarrow$ 双级过时效),合金内部发生转变: α (过饱和固溶体) $\rightarrow$ GP 区 $\rightarrow$ 亚稳相 η' (MgZn₂) $\rightarrow$ 平衡相 η (MgZn₂),随着相变的不断进行,晶界处 Mg 偏析减少,使得晶界结合能及晶界断裂应力提高,降低了 Mg 在晶界的脆化作用;同时由于自由 Mg 减少, Mg-H 之间相互作用减少,氢脆可能性降低。

图 7(d)为焊接接头母材区组织,其中 η' 相较接头固溶时效区粗大,较软化区小,此时该区域合金的晶内强化相以 η' 和 η 为主,析出相弥散分布,且晶界析出相呈断续分布,母材区基本不受焊接热冲击,强度在接头中最高。该区晶内析出相比较弥散,析出相比固溶时效区的大而比过时效区的小,晶界上也呈一定的断续分布,这也阻断了阳极溶解通道,使沿晶腐蚀难以继续,该区域的剥落腐蚀及电化学腐蚀性能较好。

3 结论

1) 焊接接头硬度分布曲线以焊缝中心为对称轴,呈近似对称分布。焊缝宽度约为 10 mm,焊缝中心硬度最低(约为 67 HV),距焊缝中心 15 mm 区域,硬度随离焊缝中心距离增大而升高,5 个月自然时效后硬度比焊后上升约 23%,达到 113 HV 左右; η' (MgZn₂) 相的粗化导致离焊缝中心 30 mm 左右的热影响区位

置形成硬度较低的软化区,最后随离焊缝中心距离增大而升高,到达基材的稳定状态。

2) 焊接接头的耐蚀性依次是焊缝区 $>$ 过时效区 $>$ 母材区 $>$ 淬火区。其原因是淬火区的晶界析出相连续分布,形成连续阳极腐蚀通道,增大了应力腐蚀及剥落腐蚀倾向,使得腐蚀性能很差;而过时效和母材区晶界析出相不连续且晶内析出相长大粗化,耐蚀性较好。

3) 7003 铝合金 TIG 焊焊接接头的焊缝区为粗大等轴晶及柱状晶组织,晶内无明显析出相;熔合区靠焊缝一侧为柱状晶,靠近热影响区一侧表层为完全再结晶组织,内部为细小的等轴晶组织;热影响区比母材区表层的再结晶组织略厚,内部均为明显的纤维组织。

REFERENCES

- [1] 乔英忍. 世界铁路动车组的技术进步、水平和展望[J]. 国外铁道车辆, 2007, 44(2): 1-7.
QIAO Yingren. Technology progress, level and prospects of railway multiple units in the world[J]. Foreign Rolling Stock, 2007, 44(2): 1-7.
- [2] 栗山敬, 李伟平. 日本为国外开发的新型高速铁道车辆“efSET”[J]. 国外铁道车辆, 2011, 48(4): 12-17.
LI Shanqing, LI Weiping. The new type high speed rolling stock “efSET” developed in Japan for foreign countries[J]. Foreign Rolling Stock, 2011, 48(4): 12-17.
- [3] 郑强, 陈康华, 黄兰萍, 等. Al-Zn-Mg 系铝合金应力腐蚀性能[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2004, 9(2): 168-173.
ZHENG Qiang, CHEN Kanghua, HUANG Lanping, et al. Stress corrosion cracking of Al-Zn-Mg aluminum alloys[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2004, 9(2): 168-173.
- [4] CIOMPI A, LANCIOTTI A. Susceptibility of 7050-T7451 electron beam welded specimens to stress corrosion[J]. Engineering Fracture Mechanics. 1999, 62 (4/5): 463-476.
- [5] 周万盛, 姚君山. 铝及铝合金的焊接[J]. 北京: 机械工业出版社, 2006: 150-188.
ZHOU Wansheng, YAO Junshan. Welding of aluminum and aluminum alloys[J]. Beijing: China Machine Press, 2006: 150-188.
- [6] FU G, TIAN F, WANG H. Studies on softening of heat-affected zone of pulsed-current GMA welded Al-Zn-Mg alloy[J]. Mater Technol 2006, 180: 216-220.
- [7] 姚曙光. 许平. 高速磁悬浮列车车体国产化[J]. 交通运输工程学报, 2004, 4(2): 40-44.
YAO Shuguang, XU Ping. Chinese domestic components of high-speed maglev train body[J]. Journal of Traffic and

- Transportation Engineering, 2004, 4(2): 40–44.
- [8] 方磊. Al-Zn-Mg 合金焊接件的微观组织分析及三级热处理析出行为研究[D]. 长沙, 湖南大学, 2012: 1–70.
FANG Lei. A study of the Al-Zn-Mg alloy welding joint microstructure and precipitation behaviors in a triple-step-aged[D]. Changsha: Hunan University, 2012: 1–70.
- [9] 金龙兵, 赵刚, 冯正海, 等. 高速列车用中强可焊 Al-Zn-Mg 合金材料[J]. 轻合金加工技术, 2010, 38: 47–51.
JIN Longbing, ZHAO gang, FENG Zhenghai, et al. Weld-able moderate strength Al-Zn-Mg alloy used for high speed train[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2010, 38: 47–51.
- [10] 郑强, 陈康华, 黄兰萍, 等. 高温预析出和固溶温度对 7A52 合金应力腐蚀开裂的影响[J]. 金属热处理, 2005, 30(7): 14–17.
ZHENG Qiang, CHEN Kanghua, HUANG Lanping, et al. Effect of High Temperature Pre-precipitation and Solution Temperature on SCC of 7A52 Alloy. Heat Treatment of Metals, 2005, 30(7): 14–17.
- [11] CIOMPI A, LANCIOTTI A. Susceptibility of 7050-T7451 electron beam welded specimens to stress corrosion[J]. Engineering Fracture Mechanics. 1999, 62 (4/5): 463–476.
- [12] 王宜达. 锰元素及焊后热处理对铝锌镁合金机械性质影响之研究[D]. 台北: 国立台湾科技大学, 2011: 1–139.
WANG Yida. Effects of manganese and post-welding heat treatment on the mechanical properties of Al-Zn-Mg alloys[D]. Taipei: National Taiwan University of Science and Technology, 2011: 1–139.
- [13] KRISHNAN C. Localized corrosion behaviour of Cu-lean AA7003 extrusions. Degree master's thesis of McMaster University, Ontario, 2011.
- [14] DABROWSKI J. Corrosion performance of MIG welded Cu-lean AA7xxx alloys. Degree master's thesis of McMaster University, Ontario, 2015.
- [15] MA T, OUDEN G D. Softening behaviour of Al-Zn-Mg alloys due to welding[J]. Mater Sci Eng A, 1999, 266(1): 198–204.
- [16] 张建波, 张永安, 何振波, 等. 自然时效对 7N01 铝合金组织与性能的影响[J]. 稀有金属, 2012, 36(2): 191–195.
ZHANG Jianbo, ZHANG Yong'an, HE Zhenbo, et al. Effect of natural aging on properties and microstructure of 7N01 aluminum alloys[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2012, 36(2): 191–195.
- [17] NICOLAS M, DESCHAMPS A. Precipitate microstructure in the heat-affected zone of Al-Zn-Mg MIG-welds and evolution during post-welding heat treatments[J]. Mater Sci Forum, 2002: 396–402, 1561–1566.
- [18] 孙擎擎, 陈启元, 陈康华. 时效制度对挤压 Al-6.2Zn-2.3Mg-2.3Cu 铝合金电化学腐蚀性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(4): 866–873.
SUN Qingqing, CHEN Qiyuan, CHEN Kanghua. Effect of ageing process on electrochemical corrosion property of extruded Al6.2Zn2.3Mg2.3Cu aluminium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(4): 866–873.
- [19] DUDZIK K. Influence of joining method for hardness distribution in joints of AlZn5Mg1 alloy[J]. Journal of KONES Powertrain and Transport, 2010, 17(4): 137–141.
- [20] ARES A E, GUEIJMAN S F, CARAM R, et al. Analysis of solidification parameters during solidification of lead and aluminum base alloys[J]. Journal of Crystal Growth, 2005, 275(1): 319–327.
- [21] YELAGINVI, ZAKHANOV V V, ROSTOVA T D. Aluminum alloys alloying with scandium[J]. Metal Sci Heat Treat, 1983, 25: 546.
- [22] 李慧中, 郭菲菲, 梁霄鹏, 等. 焊丝成分对 2519 铝合金焊缝组织与性能的影响[J]. 焊接学报, 2008, 29(4): 77–82.
LI Huizhong, GUO Feifei, LIANG Xiaopeng, et al. The effects of welding wire composition on microstructure and properties of 2519 aluminum alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2008, 29(4): 77–82.
- [23] 许良红, 田志凌, 彭云, 等. 微量元素对高强铝合金焊缝组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(6): 959–966.
XU Lianghong, TIAN Zhiling, PENG Yun, et al. Effects of trace elements on microstructure and mechanical properties of high strength aluminum alloy welds[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(6): 959–966.
- [24] 李慧中, 张新明, 陈明安, 等. Zr 含量对 2519 铝合金组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2004, 29(11): 11–14.
LI Huizhong, ZHANG Xinming, CHEN Ming'an, et al. Effect of Zr content on microstructure and properties of 2519 aluminum alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2004, 29(11): 11–14.
- [25] 陈小明, 宋仁国. 7000 系铝合金应力腐蚀开裂的研究进展[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2010, 22(2): 120–123.
CHEN Xiaoming, SONG Renguo. Progress in research on stress corrosion cracking of 7000 series aluminum alloys[J]. Corrosion Science and Protection Technology, 2010, 22(2): 120–123.

(编辑 高海燕)