

新型 Al-Zn-Mg-Cu 合金 TIG 焊接头组织与性能

张 亮, 李晓延, 聂祚仁, 黄 晖, 孙建通, 孙中国

(北京工业大学 新型功能材料教育部重点实验室, 北京 100124)

摘 要: 对一种 Al-Zn-Mg-Cu-Mn-Zr-Er 合金薄板进行了全自动 TIG 填丝焊接, 观察接头微观组织形貌, 并测试其力学性能。结果显示焊缝未出现典型的联生结晶形貌, 而是由等轴细晶粒层和大量等轴树枝晶构成, 在晶界或枝晶间断续分布复合 T (AlZnMgCu) 相; 焊接热影响区因沉淀相变化, 硬度值不同, 分为近缝的固溶区和远缝的过时效区, 晶粒保持与母材相同的拉长形貌, 未见明显长大; 接头横截面的显微硬度最低值在焊缝, HV 约为 1200 MPa, 母材显微硬度 HV 约为 1840 MPa, 接头抗拉强度为 421.75 MPa, 达到母材的 65.08%, 拉伸断裂位置处于焊缝中, 断口形貌为典型的韧性断裂, 等轴初窝底部存在破碎的第二相颗粒, 其成分与焊缝中复合 T 相基本一致。

关键词: Al-Zn-Mg-Cu-Mn-Zr-Er 合金; 焊接; 等轴细晶粒层; 热影响区

中图分类号: TG407

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)03-0696-06

Al-Zn-Mg-Cu 合金是典型的可热处理强化铝合金, 我国将其划为 7 系, 是铝合金中强度最高的一类, 由于其同时具有密度小、韧性良好、耐腐蚀性能好、热加工性能好等特点, 主要应用于航空航天工业, 是飞机制造领域最重要的结构材料之一^[1]。此类合金主要以薄壁结构使用, 长期以来, 其连接主要采用铆接工艺。20 世纪 90 年代, 欧洲空中客车公司成功将焊接技术应用于 A340 飞机内隔板的连接, 取代传统的铆接工艺, 大大简化飞机机身的制造工艺, 降低制造成本, 被认为是飞机制造业的技术革命^[2]。但传统该型合金由于 Cu 含量高, 极易产生焊接热裂纹, 且强度损失严重, 无法应用于焊接结构^[3,4], 不含 Cu 的 Al-Zn-Mg 合金虽然具有较好的焊接性能, 但是难以满足高强度、良好耐腐蚀性的要求^[5]。聂祚仁等针对该合金焊接性不良的问题, 研制出一种新型低 Cu 的 Al-Zn-Mg-Cu 合金, 同时采用 Er、Zr 微合金元素优化, 具有焊接应用潜力^[6]。目前针对 Al-Zn-Mg-Cu 合金的熔化焊接头微观组织与性能的研究少有报道, Er、Zr 元素在焊缝结晶过程中的作用尚不清楚。本研究旨在探究该合金在 TIG 焊接条件下的组织与性能演变, 为该合金在焊接结构上的应用提供参考。

1 实 验

所用母材为厚度 2 mm 的热轧板材, 焊接前进行固溶+人工时效处理 (470 °C/1 h+135 °C/20 h), 并用

化学方法去除表面油污及氧化膜, 焊板对接处用钢丝刷打磨, 填充焊丝为自行研制的 Al-Mg-Mn-Zr-Er 合金焊丝, 母材及焊丝化学成分见表 1。

焊接试验使用全自动 TIG 焊机, 垂直于母材轧制方向焊接, 电源类型为交流, 钨极直径 3 mm, 焊接电流 125 A, 电压 12.1 V, 送丝速度 40 cm/min, 焊接速度 27 cm/min, 焊接保护气为 Ar, 正面和背面气体流量分别为 20 和 10 L/min。

焊后在垂直于焊缝的方向上截取金相试样, 经机械打磨并抛光后分别使用 Keller 试剂和电化学侵蚀的方法侵蚀接头, 然后在 OLYMPUS-BX51M 型金相显微镜下观察金相组织; 未经侵蚀的金相试样在 QUANT-A2000 型扫描电镜下观察焊缝晶界析出相; 采用电解双喷工艺制备透射电镜试样, 并在 JEM2010 型透射电子显微镜下观察各区域微观形貌; 按照 GB/T2651-2008 加工焊接接头和母材的拉伸试样, 在 MTS-810 电子拉伸试验机上进行拉伸试验; 使用 HXD-1000TM/LCD 型数显硬度仪对接头横截面进行显微硬度测试, 测点间距为 0.5 mm。

表 1 母材与焊丝的化学成分

Table 1 Chemical composition of base and filler metal ($\omega/\%$)

Material	Zn	Mg	Cu	Mn	Zr	Er	Al
Base metal	7.83	2.87	0.67	0.50	0.23	0.14	Bal.
Filler metal	-	4.70	-	0.70	0.10	0.30	Bal.

收稿日期: 2015-03-20

基金项目: 国家重点基础研究发展计划 (“973” 计划) (2012CB619503)

作者简介: 张 亮, 男, 1987 年生, 博士生, 北京工业大学材料科学与工程学院, 北京 100124, E-mail: zhangliang0202@163.com

2 实验结果

2.1 焊接接头力学性能

2.1.1 拉伸力学性能

在焊接试板上焊缝成型均匀区域垂直于焊缝方向取 5 个试样进行拉伸试验, 取其平均值作为最终结果, 同时对比母材的抗拉强度, 见表 2。焊接接头的抗拉强度达到母材的 65.08%, 存在明显的软化, 试样断裂位置处于焊缝中, 焊缝区是接头的最薄弱区域。

2.1.2 显微硬度分布

接头横截面的显微硬度分布如图 1 所示, 硬度值以焊缝为中心对称分布, 焊缝区 (FZ) 和热影响区 (HAZ) 硬度值相对于母材 (BM) 均有所下降。焊缝宽度约为 5 mm, 平均 HV 硬度值为 1200 MPa; 热影响区宽度约为 8 mm, 距离焊缝中心 4 mm 左右的区域 HV 硬度值迅速升高到约 1690 MPa, 随着到焊缝中心距离的增加硬度值又迅速降低, 在距焊缝中心 7 mm 左右的区域达到热影响区硬度最低位置, 约为 1400 MPa; 随着到焊缝中心距离的进一步增加, 硬度值缓慢回升, 直至母材区域后硬度值相对保持平稳, 约为 1840 MPa。纵观整个焊接接头, 焊缝区为最薄弱区域, 这与拉伸力学性能试验结果一致。

2.2 焊接接头微观组织

2.2.1 金相组织分析

图 2a~2e 分别为焊缝区、过渡区、热影响区、母材区、等轴细晶粒层的金相组织形貌。由图 2a 可见焊缝区结晶形态主要为等轴树枝晶, 晶粒尺寸约 40 μm;

表 2 TIG 焊接头与母材拉伸试验结果

Table 2 Tensile test results of joints and base metal

	Ultimate tensile strength/MPa	Fracture location
Joint	421.75	Weld center
Base metal	648.00	-

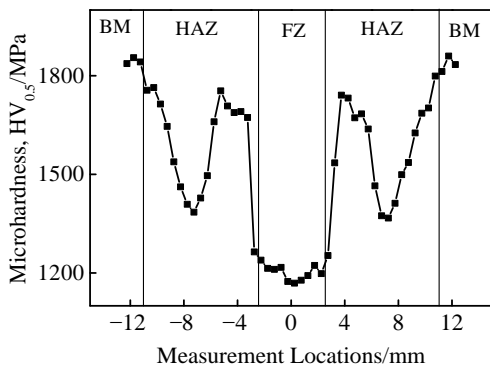


图 1 接头显微硬度分布曲线

Fig.1 Microhardness distribution of the joint (FZ-fusion zone; HAZ-heat affected zone; BM-base metal)

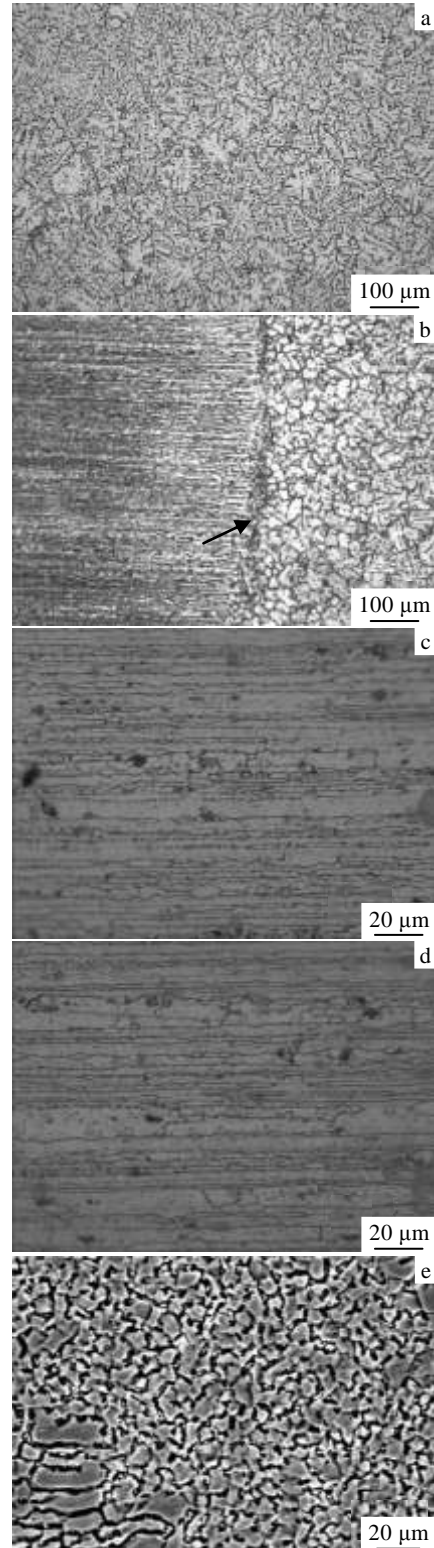


图 2 接头金相组织形貌

Fig.2 Optical and SEM microstructures of the joint: (a) FZ, (b) transition zone, (c) HAZ, (d) BM, and (e) non-dendritic equiaxed grain zone

图 2b 显示过渡区由两部分构成,分别为熔合线左侧的半熔化区和右侧的未混合区,半熔化区由于焊接热循环峰值温度达到晶界析出相共晶温度,晶界处发生了重熔,但其晶粒未发生再结晶,仍保持与母材相同的拉长形貌;熔合线右侧的未混合区,并未出现典型的联生结晶形貌,而是一个宽度约为 $50\ \mu\text{m}$ 的等轴细晶粒层,如箭头所示,其精细形貌如图 2e 所示,由晶粒度约为 $10\ \mu\text{m}$ 的等轴晶粒构成,且晶粒没有树枝状形貌特征;图 2c、2d 分别为热影响区和母材的晶粒形貌,均为轧制变形并部分再结晶组织,晶粒度大小不均匀,但热影响区相对于母材没有发生明显的晶粒长大。

2.2.2 扫描电子显微镜形貌分析

为了分析合金元素在焊缝及母材中的存在形式,使用扫描电镜观察焊缝和母材未侵蚀试样,并对其进行分析,分析位置使用“十”标出。如图 3a 和 3b 所示,焊缝中大量形状不规则的一次析出相断续分布于枝晶间,其能谱分析结果如表 3 中 a 列所示,参考 Al-Zn-Mg-Cu 四元合金相图^[7]及原子比可确定焊缝中的粗大析出相为同晶型的 T 相 (Al_6CuMg_4) 和 T 相 ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$) 连续互溶形成的复合 T 相 (AlZnMgCu),该相为四方结构,与铝基体不共格,且脆性大^[8];母材经过了 $430\ ^\circ\text{C}$ 热轧和 $470\ ^\circ\text{C}$ 固溶处理,处理温度超过一次相溶入温度,所以铝基体上只零星分布少量未溶的粗大一次相,并沿轧制方向破碎呈链状分布,对不同形貌的相进行能谱分析发现 2 种成分,如表 3 中 b1、b2 列所示,结合原子百分比可确定形状规则的板条形析出相为 Al_3Zr ,形状不规则析出相为溶入 Cu、Mn、Er 等元素的 η (MgZn_2) 相。

试样拉伸断口形貌如图 3c 和 3d 所示,为典型的

韧性断口,由大量尺寸约为 $10\ \mu\text{m}$ 的等轴韧窝组成,韧窝深度较浅,底部大量存在破碎的粒子,对其进行能谱分析,结果如表 3 中 d 列所示,与焊缝中 T 相成分基本一致,可判定韧窝底部的破碎粒子为分布于枝晶间的复合 T 相。在拉伸过程中,铝基体因滑移系较多且易于开动,首先发生塑性变形,T 相滑移系较少,难以与基体协同变形,位错在该相附近堆积造成弹性应变能增加,当弹性应变能足以克服该相或其与基体的结合力时,将形成新的表面,从而出现显微孔洞,显微孔洞形成以后,附近堆积的位错受到的排斥力大大降低,大量位错在外力作用下向显微孔洞运动,使显微孔洞不断长大,同时显微孔洞之间的铝基体横截面不断缩小,直至彼此连接而断裂,形成了典型的韧性断口形貌^[9]。

2.2.3 透射电子显微镜形貌分析

为进一步分析接头各区域显微硬度分布的原因,分别对母材、远缝热影响区、近缝热影响区、焊缝区进行了透射电镜观察,如图 4a~4d 所示。由图 4a 可见,T6 状态的母材基体中弥散分布大量的纳米级析出相,这些析出相主要是与基体共格的 GP 区和半共格的 η' 相, η' 相是由大于临界尺寸的 GP 区转变而来,它们在基体中引起的内应力和与位错的交互作用使这些粒子具有显著的沉淀强化效果^[10];图 4b 为远缝热影响区透射电镜形貌,析出相密度明显小于母材,且尺寸变大,该区域受焊接热循环作用,温度达到了 η 相形成温度,发生了 GP 区和 η' 向平衡 η 相的转化, η 相是典型的拉维斯相六角晶格,空间群为 D46h-P63,与基体不共格,沉淀强化的效果大幅度降低,相当于人工时

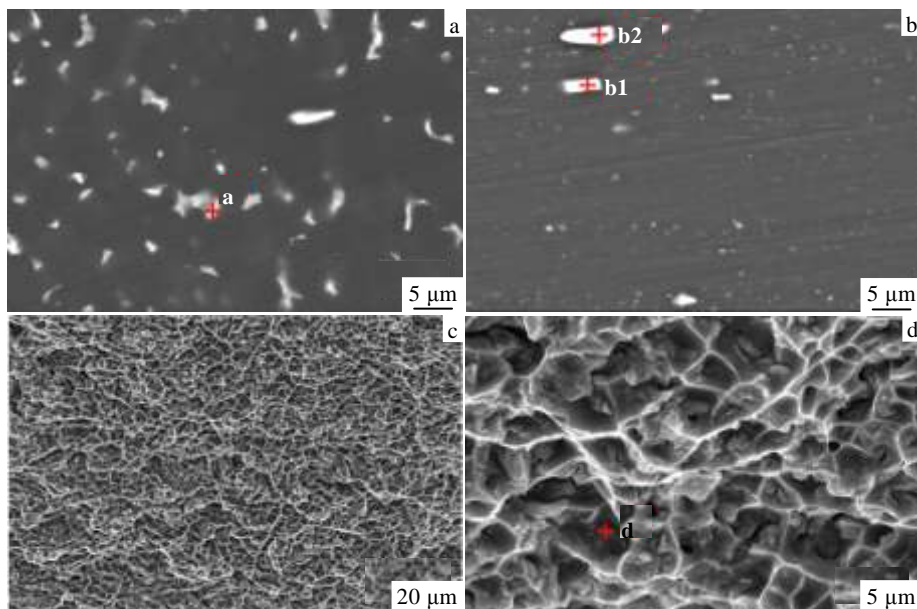


图 3 焊缝、母材及拉伸断口 SEM 形貌

Fig.3 SEM micrographs of the fusion zone (a), matrix (b), and fracture surface (c, d) of tensile samples

表 3 图 3 中析出相 EDS 能谱分析

Table 3 EDS analysis of second phase in Fig.3 (at%)

Element	Analysis zone			
	a	b1	b2	d
Zn	7.74	1.67	11.94	8.72
Mg	14.46	2.02	4.92	13.56
Cu	2.06	-	4.00	1.60
Mn	0.31	-	4.05	0.19
Zr	-	14.98	-	-
Er	0.29	0.07	2.33	0.13
Al	75.14	81.26	72.76	75.80

效的过时效处理，该区域为过时效区^[11]；图 4c 为近缝热影响区透射电镜形貌，基体中无明显析出相，该区域紧邻焊缝，在焊接时受到焊接热循环作用，峰值温度较高，超过了 GP 区、 η' 相和 η 相的溶解温度^[12]，母材中的析出相又重新固溶到 Al 基体中，沉淀强化效果消失，但由于溶质原子的固溶，出现了固溶强化效果，该区域为固溶区；图 4d 为焊缝区形貌，由于焊缝的结晶速度较快，基体中出现了稀疏的位错，无明显的纳米级二次析出相。

3 分析与讨论

3.1 接头显微组织分析

焊接接头由焊缝中心向外依次为焊缝区、过渡区（未混合区、半熔化区）、热影响区（固熔区、过时效区）、母材。焊缝中心为等轴树枝晶形貌，未混合区没有出现典型的联生结晶形貌，而是一个等轴细晶粒层，

且晶粒没有树枝状的形貌特征，这主要与该区域大量异质形核和特殊的晶粒生长条件有关。母材中复合添加一定量的 Er、Zr 元素，在经历热轧、固溶和人工时效处理之后，析出大量纳米级二次 Al_3Er 、 Al_3Zr 相^[13]，它们都是 $L1_2$ 型结构，面心立方晶格，晶格常数分别为 0.422 和 0.409 nm，与 Al 基体（0.405 nm）晶格错配度在 5% 以内，符合作为异质形核核心的结构和尺寸条件^[14]，且它们回熔温度较高（ Al_3Er 为 1070 °C， Al_3Zr 为 1577 °C），是有效的形核核心。

未混合区紧邻热影响区存在，导热条件良好，熔池结晶首先发生在该区域，且其受熔池搅拌作用小，流速很低^[15]，温度稍高于母材液相线温度（624 °C），母材中原有的 Al_3Er 、 Al_3Zr 相基本不发生回熔，成为有效的形核核心，晶粒生长将直接依附于现有核心上进行。由于该区域温度梯度较大，则固液界面前沿因溶质富集造成的成分过冷较小，晶粒生长速度较慢，将以平面方式向前推进，同时，晶粒周围被液相包围，无明显的择优散热方向，将向四周均匀长大直至彼此接触，形成无树枝状形貌特征晶粒构成的等轴细晶粒层。

熔池的其他位置温度较高且处于剧烈搅拌中，可能发生 Al_3Er 、 Al_3Zr 相的回熔，异质核心数量大大减少，晶粒将依附于残留的异质核心生长，同时温度梯度相对于未混合区变小，固液界面前沿的成分过冷较大，晶粒生长速度较快，将以树枝状形貌向前推进，同时晶粒被液相包围，向四周均匀长大直至彼此接触形成了焊缝中心的等轴树枝晶形貌。

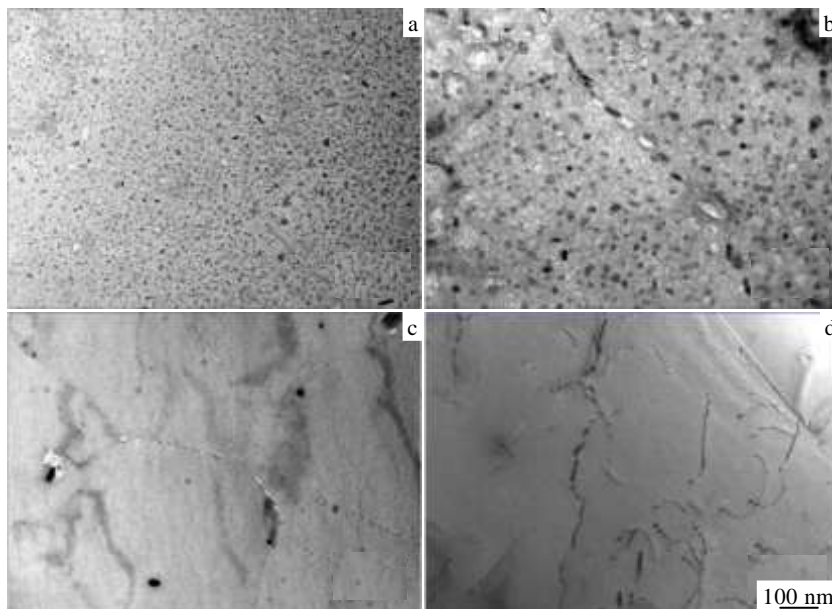


图 4 接头各区域 TEM 形貌

Fig.4 TEM micrographs of the joint: (a) BM; (b) HAZ far away from FZ; (c) HAZ close to FZ; (d) FZ

3.2 接头力学性能分析

拉伸试验和接头显微硬度测试均表明焊缝区为接头最薄弱区域, 主要由于焊缝区是经历熔化、结晶形成的铸造组织, 晶粒度大于母材, 同时主合金元素 Zn、Mg、Cu 在铝基体中平衡分配系数 $k_0 < 1$, 在焊缝快速凝固过程中不断由固液界面排入液相, 最后在枝晶间富集并与 Al 发生共晶反应形成 Al-T (AlZnMgCu) 相的离异共晶, T 相大量消耗了合金元素, 且在拉伸时容易破碎成为微孔形核区域, 造成强度和塑性的降低; 热影响区硬度的降低主要与母材中沉淀相 GP 区和 η' 相的溶入和聚集长大有关, 过时效区在焊接过程中, 温度达到了 η 相形成温度, 且低于 GP 区和 η' 的溶解温度, 发生 GP 区和 η' 聚集长大并向平衡 η 相转化, 造成沉淀强化效果的大幅度降低; 固溶区在焊接过程中温度较高, 达到了 GP 区、 η' 和 η 相的溶解温度, 合金元素固溶入铝基体, 沉淀强化效果基本消失, 但由于合金元素含量高, 冷却速度快, 形成了过饱和固溶体, 有很强的固溶强化效果, 造成该区域硬度稍低于母材而高于过时效区和焊缝。

4 结 论

1) 焊缝未出现典型的联生结晶形貌, 而是由等轴细晶粒层和大量等轴树枝晶构成, 复合 T(AlZnMgCu) 相断续的分布于晶界或枝晶间。

2) 焊缝和热影响区相对于母材均有所软化, 热影响区因沉淀相变化, 分为近缝的固溶区和远缝的过时效区, 硬度值由低到高依次为焊缝区、过时效区、固溶区、母材。

3) 接头抗拉强度为 421.75 MPa, 达到母材的 65.08%, 断裂位置处于焊缝区, 焊缝中粗大 T (AlZnMgCu) 相消耗合金元素, 且晶粒变粗大, 沉淀强化效果大幅减弱, 这些是焊缝弱化的主要原因。

参考文献 References

[1] Heinz A, Haszler A, Keidel C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 280: 102
 [2] Zuo Tiechuan(左铁钊). *Laser Materials Processing of High Strength Aluminum Alloys*(高强铝合金的激光加工)[M].

Beijing: National Defense Industry Press, 2008

- [3] Santosh P K. *Comparative Evaluation of GTA and Laser Welds of Aluminum 7075 Alloy*[D]. Regina: University of Regina, 1996
 [4] Balasubra. *International Journal of Engineering Science and Technology*[J], 2011, 3(1): 681
 [5] Huang Jiwu, Yin Zhimin, Lei Xuefeng. *Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2008, 18(4): 804
 [6] Liu Hui(刘慧). *Study on Ageing Technology of Aluminum Alloy with Al-8Zn-3Mg-0.6Cu Containing Erbium*(含 Er Al-8Zn-3Mg-0.6Cu 合金时效工艺研究)[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2013
 [7] Li Xuechao(李学朝). *Microstructure and Metallographic Atlas of Aluminum Alloys*(铝合金材料组织与金相图谱)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2010
 [8] Rokhlin L L, Dobatkina T V, Bochvar N R et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2004, 367: 10
 [9] Zhong Qunpeng(钟群鹏), Zhao Zihua(赵子华). *Fractography* (断口学)[M]. Beijing: Higher Education Press, 2006
 [10] Fan X G, Jiang D M, Meng Q C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 427: 130
 [11] Wu X J, Koul A K, Zhao L. *Canadian Aeronautics and Space Journal*[J], 1996, 42(2): 93
 [12] Huang Jiwu(黄继武). *Heat Treatment Research of 7A52 Aluminum Alloy Plate with High Strength and Weldability and Its Related Fundamental*(高强可焊 7A52 铝合金板材热处理及其相关基础研究)[D]. Changsha: Central South University, 2008
 [13] Wang Huimei(王慧美). *Study on Ageing Technology of 7075 Aluminum Alloy Containing Er and Zr*(含 Er、Zr 7075 铝合金时效工艺研究)[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2013
 [14] Sun Weicheng(孙伟成), Zhang Shurong(张淑荣), Hou Aiqin(侯爱芹). *Action of Rare Earths in Aluminum Alloys*(稀土在铝合金中的行为)[M]. Beijing: Weapon Industry Press, 1992
 [15] Kostivas, Lippod. *Welding in the World*[J], 2006, 50(11-12): 24

Microstructure and Mechanical Properties of Joints of a New Al-Zn-Mg-Cu Alloy Welded by TIG

Zhang Liang, Li Xiaoyan, Nie Zuoren, Huang Hui, Sun Jiantong, Sun Zhongguo

(Key Laboratory of Advanced Functional Materials of Ministry of Education,

Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

Abstract: New Al-Zn-Mg-Cu alloy sheets have been welded using automatic TIG welding with filler wires. The microstructure characteristics and mechanical properties of weld joints were analyzed. Results show that the fusion zone (FZ) is comprised of a non-dendritic equiaxed grain zone (EQZ) and a coarser dendritic equiaxed grains, and the fusion boundary does not nucleate epitaxially from the heat affected zone (HAZ) substrate, and the compound T (AlZnMgCu) phase precipitates discretely on grain boundaries. The HAZ is divided into a solid solution zone that is close to the FZ and an overaging zone which is farther away from the FZ because of an alteration of the strengthening precipitates, resulting in different microhardness values, and the grains in the HAZ are elongated as same as the base metal (BM) and they do not become coarser compared with the BM. The minimum microhardness of the joint is obtained in the FZ and the value is approximately HV 1200 MPa, and that of the BM is about HV 1840 MPa, and the ultimate tensile strength of joints is 421.75 MPa which is 65.08% of that of the BM. Samples of the tensile test fracture at the FZ and the fractured surface is of ductile fracture characteristics. Small particles whose composition is almost same as the compound T phase are observed at the bottom of dimples.

Key words: Al-Zn-Mg-Cu-Mn-Zr-Er alloy; welding; non-dendritic equiaxed grain zone (EQZ); heat affected zone (HAZ)

Corresponding author: Zhang Liang, Candidate for Ph. D., College of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, P. R. China, E-mail: zhangliang0202@163.com