第42卷第6期
2010年12月

南京航空航天大学学报
Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics

Vol. 42 No. 6
Dec. 2010

5554铝合金TIG焊缝组织与性能

汪洪峰[1,2] 左敦稳[1] 王宏宇[1] 邵定林[1]

(1. 南京航空航天大学机电学院,南京,210016; 2. 黄山学院信息工程学院,黄山,245021)

摘要:针对厚度为10 mm的5554铝合金进行TIG焊接试验研究,分析焊缝的组织结构及力学性能。结果表明,在选用S311焊丝的焊接试样中,焊接试样的抗拉强度和屈服强度均在母材的50%左右,断后伸长率为母材的65.4%。通过拉伸断口扫描电镜观察,5554铝合金及其焊接试样的拉伸断口均为韧窝断裂断口,断裂为韧性断裂。对焊接试样各区域的显微硬度测试,显示焊缝区域硬度高于其他部位,其中熔合线和热影响区之间的显微硬度最低。并且焊接试样的整体区域硬度均比未焊接的母材低,通过试验验证,得出焊接后的退火消除应力热处理是导致这一结果的主要原因。

关键词:金属材料;微观组织;力学性能; 5554铝合金;惰性气体钨极保护焊(TIG)

中图分类号:TG407 **文献标识码**:A **文章编号**:1005-2615(2010)06-0753-05

Microstructure and Mechanical Properties of 5554 Aluminum Alloy TIG-Welded Seam

Wang Hongfeng[1,2], *Zuo Dunwen*[1], *Wang Hongyu*[1], *Shao Dinglin*[1]

(1. College of Mechanical and Electrical Engineering, Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, Nanjing, 210016, China;
2. College of Information Engineering, Huangshan University, Huangshan, 245021, China)

Abstract: Microstructure and mechanism properties of 5554 aluminum alloy TIG weld joint with 10 mm thickness are studied. Results show that with filler metal S311, the tensile strength and the yield strength of the weld seam are 50% and the elongation after the fracture is 65.4% of the base metal. Tensile fractures are observed from the micrograms. Micro-hardness is the highest in the weld zone and the lowest on the fusion line and in the heat affect zone. The hardness of the whole plate is lower after welding. The stress relieving by annealing after welding is confirmed by the experiment.

Key words: metallic materiel; microstructure; mechanism properties; 5554 aluminum alloy; tungsten inert gas welding(TIG)

铝合金的最主要连接方法是焊接,目前铝合金焊接国内外采用的方法有钨极氩弧焊(TIG)、熔化极气体氩弧焊(MIG)、搅拌摩擦焊(FSW)、激光焊(LSW)、电子束焊(EBW)、变极性等离子弧焊(VPPAW)及多种焊接方法组合等熔焊方法[1-11]。TIG焊接过程稳定,保护效果好,而且经济成本低,在工业中得到广泛的应用[12];另外TIG焊接研究过程相对简化,因此理论及试验研究多是针对TIG焊接的。5554铝合金(Al-Mg系列)作为一种新型的铝合金材料,其具有尺寸稳定性好、吸震性好、质量轻及良好的耐腐蚀性、导电性、延展性等优点,在航空领域具有广泛的应用前景[13]。但是有关5554铝合金的焊接技术的研究,鲜见相关的理论研究文章及研究成果。

本文基于上述原因,采用TIG焊接方法对5554铝合金进行焊接试验,焊接时的填充焊料选

基金项目:国家自然科学基金(50675104)资助项目;江苏省研究生创新基金(CX09B_073Z)资助项目。

收稿日期:2009-12-03;**修订日期**:2010-06-10

作者简介:汪洪峰,男,博士研究生,1978年6月生;左敦稳(联系人),男,教授,博士生导师,E-mail:imit505@nuaa.edu.cn。

用牌号为S311(Al-Si)焊丝。并借助光学显微镜、扫描电镜(SEM)、拉伸试验机和显微硬度测试仪等仪器设备,分析焊缝显微组织及相关的力学性能,为其工程化应用提供理论基础。

1 试验材料和试验方法

1.1 试验材料

试验材料选用厚度为10 mm的热挤压成型5554铝合金板材,其主要化学成分(质量分数,%)为Si 0.2,Fe 0.4,Cu 0.1,Mn 0.5,Mg 2.98,Cr 0.05,Zn 0.25,Ti 0.05,其余0.15,余量为Al。

填充焊料选用牌号为S311(Al-Si)焊丝,焊丝直径为2 mm,其主要化学成分(质量分数,%)为Si 5,Mg 0.01,Fe 0.04,Cu 0.05,余量为Al。

1.2 试验方法

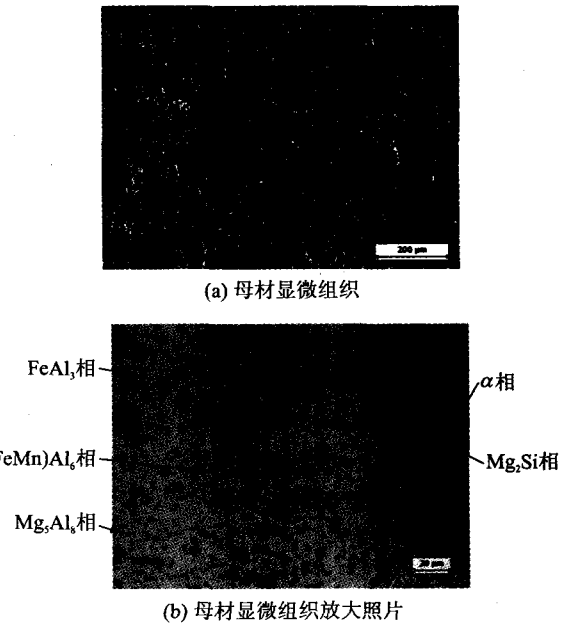
利用交流氩弧焊(TIG)对5554铝合金进行焊接。焊接试样尺寸为300 mm×150 mm×10 mm,坡口为X型。焊前用钢丝刷或砂纸打磨坡口及周边区域,并用碱洗除油和酸洗去除表面氧化层。试样采用两面对称焊接,共4道焊缝,焊接速度为18 cm/min,电弧长4 mm,焊接电压均为18 V,焊接电流:两面对称焊接打底及盖面层焊接分别为230和250 A,保护气体(Ar)的流速为15 ml/s,吹管与焊料及试样的角度范围为75～80°和10～15°。试样焊好后放入保温箱(温度控制在170 °C)10 h,然后随炉冷却。

在工艺试验结束后,在焊接试样上分别取样,处理后进行拉伸试验,并进行金相及显微硬度分析。拉伸试验设备采用万能拉伸试验机。

2 试验结果及分析

2.1 焊缝显微组织分析

5554铝合金原始母材组织形态为等轴晶组织,其中α相为基体,$(FeMn)Al_6$,Mg_5Al_8,$FeAl_3$,Mg_2Si相分别分布在α相的内部及边界处,如图1所示。图1(a)为母材显微组织;图1(b)为母材显微组织的放大照片,图中白色基体为α相,黑色呈蝶状或长条状的为Mg_2Si相,灰白色呈四方形或椭圆形的为$(FeMn)Al_6$,Mg_5Al_8,$FeAl_3$相。



(a) 母材显微组织

(b) 母材显微组织放大照片

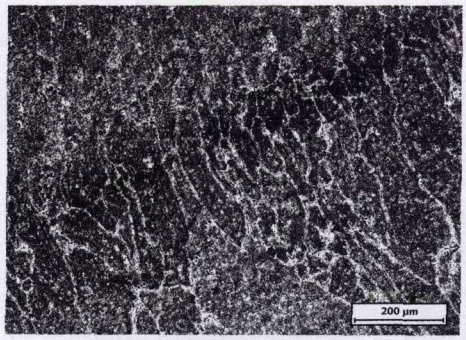
图1 5554铝合金母材显微组织

图2为焊缝显微组织照片。图2(a)为焊缝熔合线附近的组织,可以看出焊缝是以半熔化金属为基底外延生长,其边界依稀可见。图2(a),(b)中看到焊缝组织晶粒比较粗大,这是由于在焊接热循环作用下,母材晶粒易过热粗化,其焊缝树枝状晶也必然发生粗化。焊缝这种粗大的组织将会严重增加其脆性。图2(c)为焊缝中心组织照片,可见等轴晶晶界完整清晰。由图2(b)中的树枝状晶转变到图2(c)中的等轴晶,这是因为焊接过程中,由于液相中温度梯度G很小时,在液相中形成很宽的成分过冷区,此时不仅在结晶前沿形成粗大的树枝状晶,而且在液相的内部生核,产生新的晶粒,这些晶粒的四周不受阻碍,可以自由成长,形成等轴晶。这种等轴晶结构致密,各个等轴晶彼此相互嵌入,结构牢固,加工性能好,5554铝合金机械性能呈各向同性。图2(d)为焊缝中心组织放大照片,从图中可以看出焊缝中心组织主要由基体α相、β相和Mg_2Si组成,其中白色基体为α相,β相大多溶于α相中,黑色呈蝴蝶状的为Mg_2Si相,各相分布比较均匀。

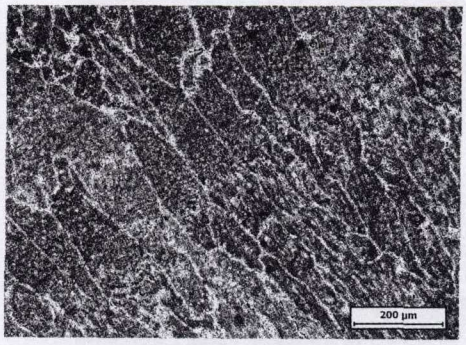
图3为热影响区(HAZ)各部分组织。图3(a)为过热区,紧邻焊缝,该区晶粒粗大,严重地降低了热影响区的韧性。图3(b)为正火区,该区的组织在加热和冷却过程中经受了两次重结晶相变作用,使晶粒得到显著细化,这使该区综合力学性能得到较大提高。图3(c)为不完全重结晶区,该区组织部分经受了重结晶相变,晶粒细化,剩余部分保持母材的原始组织,故该区的综合力学性能介于正火区与过热区之间。

2.2 显微硬度分析

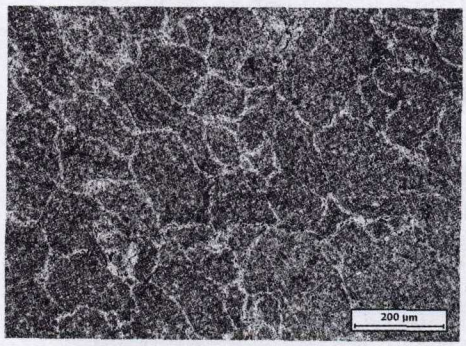
图4为5554铝合金焊接件断面显微硬度分布图(显微硬度测试时加载砝码为200 g,加载时间为15 s)。从图4中可以看到在熔合线附近和热影响区的显微硬度明显低于焊缝区域内的硬度,这主要因为焊缝中心由致密性较好的等轴晶组织组成,其韧



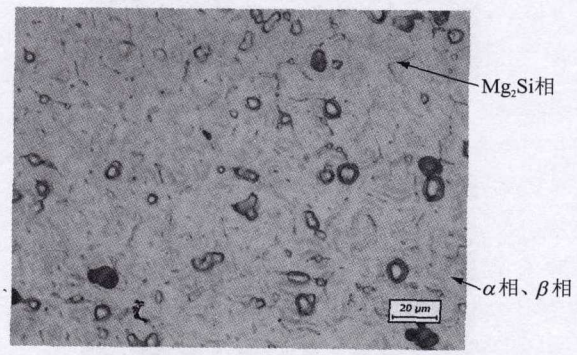
(a) 熔合线附近的组织



(b) 熔合线与焊缝中心之间组织

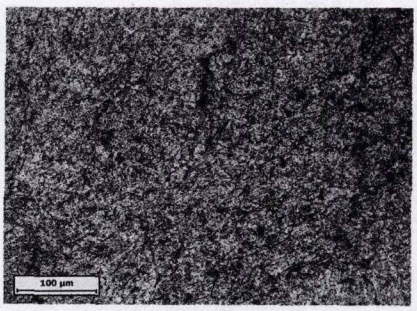


(c) 焊缝中心组织

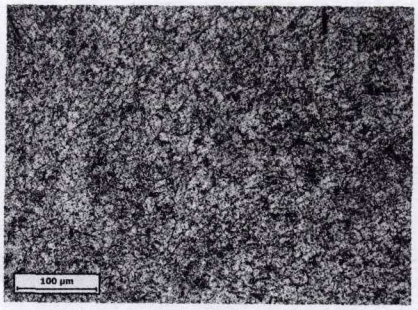


(d) 焊缝中心组织放大照片

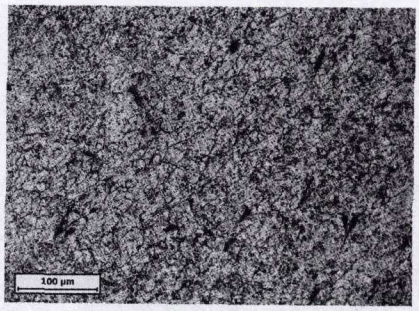
图 2　焊缝内部显微组织



(a) 靠近熔合区的HAZ



(b) HAZ中心(正火区组织)



(c) 靠近母材的HAZ

图 3　热影响区(HAZ)显微组织

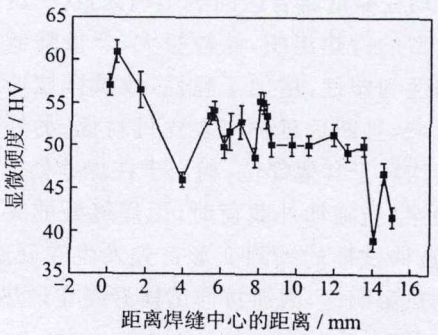


图 4　5554 铝合金焊接件焊接断面显微硬度分布

性好，硬度高。在未焊接前，母材的显微硬度平均值为 95. 78 HV，焊接后，母材区域的显微硬度明显下降，这种现象主要由焊接后的退火消除应力热处理造成，热处理破坏了 5554 铝合金的原有加工硬化层，致使焊接后工件的显微硬度普遍降低。为了验证这点，将 5554 铝合金试样加热到 480 ℃，然后降至170 ℃保温10 h，最后随炉冷却，这与退火消除应力相当，冷却后测得母材平均显微硬度仅为 30. 9 HV，这正符合上述结论。

2.3 接头拉伸力学性能分析

拉伸试样尺寸参照国标(GB/T13450-92)，如图5所示。试验设备为万能拉伸试验机。表1为5554铝合金母材及采用S311焊丝焊接的试样拉伸试验结果。

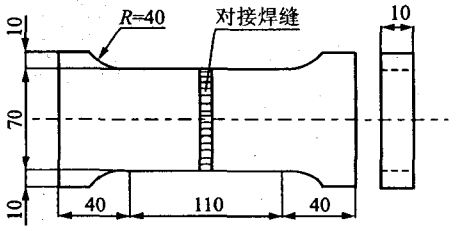


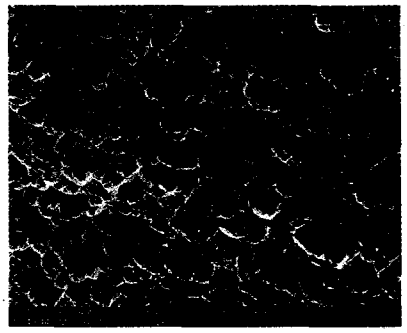
图5 拉伸焊接试样尺寸图

表1 5554铝合金及S311焊丝焊接试样拉伸试验结果

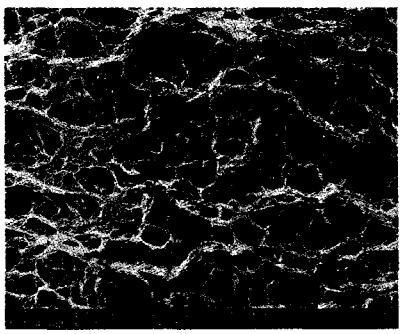
序号	抗拉强度 R_m/MPa	屈服强度 R_{el}/MPa	断后伸长率 A/%	断裂位置
母材1	305	245	10.5	
母材2	305	246	11.6	
母材3	305	246	11.1	
焊接1	152	130	7.31	HAZ
焊接2	151	127	7.12	HAZ
焊接3	152	131	7.34	HAZ

试验结果分析，用S311焊丝焊接的试样其平均屈服强度为母材平均的52.8%，抗拉强度平均值为母材的49.7%，断后伸长率为母材的65.4%。对接接头焊缝贯穿5554铝合金板厚度，焊缝热影响区组织变化引起试件屈服强度、抗拉强度和断后延伸率的降低。从表1可以看出，焊接试样的拉伸断裂部位均在靠近熔合区的热影响区，这一区域的组织是典型的过热组织，晶粒粗大，严重降低了该区域的韧性和塑性，增加了脆性，故试样拉伸断裂均在此区域，且断后延伸率要比母材低；另外焊缝处的硬度均高于其他部位，相当于在焊缝处形成了一个夹硬层，当施加外载荷时，因焊缝处的夹硬层的束缚，拉伸试样的缩颈变形首先发生在硬度低、塑性差的热影响区，因而拉伸试样最终在过热组织热影响区断裂。

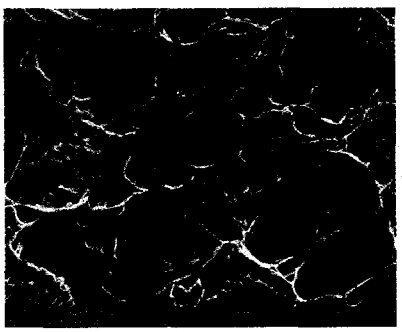
图6为5554铝合金TIG焊试样的室温拉伸断口形貌，其中图6(a)为母材拉伸断裂的断口形貌，图6(b)为焊接试样拉伸断裂的断口形貌。由图可以看出不管是母材的拉伸断裂还是焊接试样的拉伸断裂，断口都呈韧窝断口特征，为韧性断裂。不同的是韧窝的大小数量不相同，母材的断裂韧窝较深，数量较多，撕裂部位均为塑性撕裂，如图6(c)，这是因为母材组织为等轴晶，塑性较好；焊接试样的断裂韧窝较浅，数量较少，撕裂部位还伴随少量的脆性断裂，如图6(d)所示，这说明过热区的组织性能较差。



(a) 母材断口



(b) TIG焊接断口



(c) 母材断口放大照片

(d) TIG焊接断口放大照片

图6 母材和焊接接头拉伸断口形貌图

3 分　析

由以上试验结果可以看出，利用TIG焊，选用S311焊丝对5554铝合金进行焊接，其屈服强度、抗拉强度和断后延伸率均较低。对接接头断裂发生在焊接热影响区的过热区，说明过热区晶粒粗大是导致接头静载强度低下的主要原因。因此要着重研究TIG焊接工艺对5554铝合金焊接热影响区金属性能的影响规律，提高5554铝合金焊接接头的静载抗拉强度、屈服强度及断后延伸率。

焊接后的退火消除应力热处理不同程度的降低母材的显微硬度，因此要创新和改良5554铝合金的退火消除应力热处理方法，建立优化的退火温度和时间等相关参数，以提高材料的显微硬度。

由此看来，要提高5554铝合金的焊接性能，必须解决过热区的晶粒粗大和硬度提高问题。

4 结　论

(1)5554铝合金TIG焊接的焊缝组织为等轴晶组织，晶粒大小较均匀，在熔合线附近出现树枝状晶组织。晶粒内部由α相、β相和Mg_2Si相组成；热影响区组织分布不均匀，靠近熔合线的过热区晶粒粗大，其降低了焊接接头处的韧性，同时降低了焊接接头的强硬度。

(2)5554铝合金TIG焊对接接头的抗拉强度和屈服强度平均值分别为母材的47.5%，52.8%，延伸率为65.4%。焊接拉伸试样均断裂在靠近熔合线的过热区，其与母材微观断口形貌都显示为韧性断裂特征，但焊接试样的韧窝较浅、较少，还伴随有少量的脆性断裂。

(3)5554铝合金TIG焊试样显微硬度测试显示其整体区域的显微硬度均比未焊接前母材的显微硬度降低，特别是靠近焊缝熔合线的热影响区更低。造成这种现象的主要原因：一是焊接后的退火消除应力热处理造成的，其破坏了母材的加工硬化层；二是靠近焊缝熔合线的热影响区晶粒粗大，韧性降低，其硬度也相应得到降低。

参考文献：

[1] Zhang Huajun, Zhang Guangjun, Cai Chunbo, et al. Fundamental studies on in-process controlling angular distortion in asymmetrical double-sided double arc welding [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008, 205: 214-223.

[2] Liu L M, Wang H Y. The effect of the adhesive on the microcracks in the laser welded bonding Mg to Al joint [J]. Materials Science & Engineering A, 2008, 11: 1-21.

[3] Lv Shixiong, Song Jianling, Wang Haitao, et al. Temperature field and flow field during tungsten inert gas bead welding of copper alloy onto steel [J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 499: 347-351.

[4] Jiang Fenghui, deRis J L, Khan M M. Absorption of thermal energy in PMMA by in-depth radiation [J]. Fire Safety Journal, 2009, 44: 106-112.

[5] James M N, Hughes D J, Hattingh D G, et al. Residual stress and strain in MIG butt welds in 5083-H321 aluminium: As-welded and fatigue cycled [J]. International Journal of Fatigue, 2009, 31: 28-40.

[6] 苗玉刚，李俐群，陈彦宾，等. 铝合金激光-电弧双面焊接接头特征分析[J]. 焊接学报，2007，28(12)：85-88.

[7] Sierra G, Peyre P, Deschaux F, et al. Galvanised steel to aluminium joining by laser and GTAW processes [J]. Materials Characterization, 2008, 59: 1705-1715.

[8] Pirondi A, Collini L. Analysis of crack propagation resistance of Al-Al_2O_3 particulate-reinforced composite friction stir welded butt joints [J]. International Journal of Fatigue, 2009, 31: 111-121.

[9] 姚屏，薛家祥，黄文超，等. 脉冲MIG焊熔滴过渡阶段的波形控制[J]. 华南理工大学学报，2009，37(4)：52-56.

[10] García-Allende P B, Mirapeix J, Conde O M, et al. Spectral processing technique based on feature selection and artificial neural networks for arc-welding quality monitoring [J]. NDT & E International, 2009, 42: 56-63.

[11] Kumar R, Dilthey U, Dwivedi D K, et al. Thin sheet welding of Al 6082 alloy by AC pulse-GMA and AC wave pulse-GMA welding [J]. Materials and Design, 2009, 30: 306-313.

[12] 董文超，陆善平，李殿中，等. 微量活性组元氧对焊接熔池Marangoni对流和熔池形貌影响的数值模拟[J]. 金属学报，2008，44(2)：249-256.

[13] 中国机械工程学会焊接学会. 焊接手册(2)[M]. 3版. 北京：机械工业出版社，2008.