文章编号: 1004-0609(2014)07-1714-07

2198 和 C24S 异种铝锂合金搅拌摩擦焊接头的 显微组织和力学性能

邢 雨¹, 宋 骁², 柯黎明^{1,2}

(1. 南昌航空大学 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 南昌 330063;2. 西北工业大学 材料学院, 西安 710072)

摘 要:对 2198 和 C24S 异种铝锂合金进行搅拌摩擦焊对接试验,分析接头的显微组织和力学性能。结果表明: 前进侧和返回侧热影响区的板条状组织均发生了粗化,前进侧热力影响区的晶粒被拉长,返回侧热力影响区的变 形晶粒周围存在细小的再结晶晶粒,焊核区为细小的 2198 和 C24S 铝锂合金再结晶晶粒,且 2198 铝锂合金的再 结晶晶粒更大。焊接速度在 60~120 mm/min 变化时,2198 铝锂合金位于前进侧的接头抗拉强度更高;接头拉伸 试样的断裂均发生在 2198 铝锂合金的热力影响区,最大抗拉强度为 382 MPa,达到了 2198 铝锂合金母材抗拉强 度的 82.7%;接头的焊核区、热力影响区和热影响区均发生软化,焊核区中 2198 铝锂合金的硬度比 C24S 铝锂合 金的更低。

关键词:异种铝锂合金;搅拌摩擦焊;微观组织;力学性能中图分类号:TG456.9 文献标志码:A

Microstructures and mechanical properties of friction stir welding dissimilar 2198 and C24S Al-Li alloys

XING Li¹, SONG Xiao², KE Li-ming^{1, 2}

 National Defense Key Disciplines Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The friction stir butt welding of dissimilar 2198 and C24S Al-Li alloys was conducted. The microstructures and mechanical properties of the joints were analyzed. The results show that the lath-shaped grains in the heat affected zone (HAZ) of the advancing side (AS) and retreating side become coarsening. The grains in the thermal-mechanically affected zone of the advancing side are elongated, and some fine grains appear in the deformed grains in the thermal-mechanically affected zone of the retreating side. The welding nugget zone exhibits fine recrystallized grains of the 2198 and C24S Al-Li alloys, and the recrystallized grain size of the 2198 Al-Li alloy is larger than that of the C24S Al-Li alloy. With the welding speed increasing from 60 to 120 mm/min, the tensile strength of the joints is higher when the 2198 Al-Li alloys are located in the advancing side than that when the C24S Al-Li alloys are located in the advancing side than that when the C24S Al-Li alloys, and the highest tensile strength is 382 MPa, which reaches 82.7% of that of the 2198 Al-Li alloy. The welding nugget zone, thermal-mechanically affected zone and heat affected zone are all softened. Moreover, the microhardness of the 2198 Al-Li alloy is lower than that of the C24S Al-Li alloy in the welding nugget zone.

Key words: dissimilar Al-Li alloy; friction stir welding; microstructure; mechanical property

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51364037/51265043);航空科学基金资助项目(20111156004);江西省高等学校科技落地计划项目(KJLD12074) 收稿日期: 2013-11-05; 修订日期: 2014-03-10

通信作者: 邢 丽, 教授; 电话: 13576103681; E-mail: xingli_59@126.com

近年来,新型铝锂合金由于具有密度低、弹性模 量高、比强度高和比刚度高、疲劳裂纹扩展速率低和 高、低温性能较好等特点,在航空和航天领域得到了 广泛应用^[1]。2198 和 C24S 铝锂合金分别是美国铝业 公司为 F16 飞机上某些承受大载荷的机身零部件^[2]和 飞机对损伤容限要求^[3]而开发的新型铝锂合金。上述 两种铝锂合金由于具有良好的综合性能而被作为国产 C919 飞机的备选结构材料。

搅拌摩擦焊(Friction stir welding, FSW)是英国焊接研究所于 1991 年发明的一项固相连接技术^[4]。对于常规熔焊难以焊接的铝合金材料及异种铝合金材料间的连接,采用搅拌摩擦焊技术均可获得优异的接头性能^[5-6]。

目前,国内外学者对铝锂合金搅拌摩擦焊进行了 大量的研究。CAVALIERE 等^[7]研究了 2198-T851 铝锂 合金搅拌摩擦焊接头的显微组织特点和接头疲劳性 能。STEUWER 等^[8]基于 AA2199 铝锂合金搅拌摩擦 焊接头,建立了详细的晶粒形态、沉淀相类型、尺寸 和体积分数以及母材固溶度的二维图。SHUKLA 等^[9] 分析了 Al-Cu-Li搅拌摩擦焊接头各区显微组织的演化 过程,并提出焊缝显微硬度的分布与 *T*1 和 *θ*′沉淀相的 溶解和粗化有关。MA 等^[2]研究了 2198-T8 搅拌摩擦 焊接头焊核区的力学性能和疲劳裂纹扩展速率。 TAVARES 等^[10]对 2198-T851 铝锂合金搅拌摩擦焊接

头进行了焊后热处理试验,研究发现,焊后热处理能够改善接头的力学性能。郭晓娟等^[11]研究了焊接工艺参数对 1420 铝锂合金搅拌摩擦焊接头组织和力学性能的影响。张华等^[12]改变焊接工艺参数对 2A97-T8 铝锂合金进行了搅拌摩擦焊试验,研究发现,接头焊核区和热影响区中沉淀相大部分溶解,热力影响区沉淀相密度高于焊核区。张丹丹等^[13]对 Al-Li-S-4 和 2099 异种铝锂合金进行搅拌摩擦焊搭接试验,研究搅拌针长度和焊接工艺参数对异种搭接接头力学性能的影响。

然而,目前关于异种铝锂合金的搅拌摩擦焊研究 较少。本文作者通过改变焊接速度,对 2198-T8 和 C24S-T8 铝锂合金进行了异种材料搅拌摩擦焊对接试 验,研究了接头的显微组织和力学性能。

1 实验

试验采用 2 mm 厚的 2198 和 C24S 铝锂合金轧制 薄板,热处理状态均为 T8。试板尺寸为 200 mm×80 mm,其化学成分和力学性能分别如表 1 和 2 所列。 表1 2198-T8 和 C24S-T8 铝锂合金的化学成分

Table 1Chemical compositions of 2198-T8 and C24S-T8Al-Li alloys

Alloy	Mass fraction/%						
	Cu	Mg	Mn	Li	Zr	Al	
2198-Т8	2.9-3.5	0.25-0.8	0.1-0.5	0.8-1.1	0.04-0.18	Bal.	
C24S-T8	3.4-4.2	0.6-1.1	0.1-0.5	0.6-0.9	0.04-0.18	Bal.	

表 2 2198-T8 和 C24S-T8 铝锂合金的力学性能

Table 2Mechanical properties of 2198-T8 and C24S-T8Al-Li allovs

Alloy	$\sigma_{\rm b}/{ m MPa}$	$\sigma_{0.2}/\mathrm{MPa}$	δ_{10} /%
2198-Т8	462	407	9.0
C24S-T8	500	445	14.0

 $\sigma_{\rm b}$: Tensile strength; $\sigma_{0.2}$: Yield strength; δ_{10} : Elongation.

采用自制的龙门式数控搅拌摩擦焊机和工装夹具进行焊接试验。焊接时搅拌头旋转方向与焊接方向相同的一侧为焊缝的前进侧(Advancing side, AS),相反的一侧为返回侧(Retreating side, RS),分别置 2198 铝锂合金于焊缝的前进侧和返回侧进行焊接试验。搅拌头轴肩带凹槽,直径为12 mm;搅拌针为光面圆锥形,搅拌针根部和端部直径分别为4 mm 和 3.5 mm,针长1.8 mm。采用搅拌头旋转速度 900 r/min,焊接速度 60、90 和 120 mm/min 的焊接参数,轴肩下压量 0.15~0.2 mm,搅拌头倾角 1.5°,焊接方向与板材轧制方向垂直。

考虑到铝锂合金的自然时效作用,焊后将试板放置 60 d 后,用线切割方法截取金相试样和拉伸试样。 采用混合酸(1.0%HF+1.5%HCl+2.5%HNO3+95%H₂O,体积分数)对抛光后的试样进行腐蚀,采用 Zeiss 图象分析仪观察接头的宏观形貌和显微组织。采用 401MVD型数显显微硬度计测量接头横截面的硬度分 布,测试位置为板厚中心水平线上,测试点间隔为 0.5 mm,加载载荷为 0.98 N,加载时间为 10 s。拉伸试样 按照国标 GB/T2651-2008《焊接接头拉伸试验方法》 在 WDW-E200D 型微机控制电子万能试验机上进行 室温拉伸试验,加载速度为 2 mm/min。

2 结果与分析

2.1 焊缝成形

当搅拌头旋转速度为 900 r/min,焊接速度为 60~120 mm/min 时,得到的焊缝表面光滑,无沟槽和 孔洞缺陷,前进侧有少量飞边,焊缝成形良好。

图 1 所示为焊接速度为 120 mm/min 时铝锂合金 不同摆放位置焊接时接头的横截面形貌。图 1(a)所示 区域 *A~G*分别为 2198 铝锂合金母材(BM-2198)、返回 侧 热 影 响 区 (RS-HAZ)、 返 回 侧 热 力 影 响 区 (RS-TMAZ)、焊 核区(WNZ)、前进侧热力影响区 (AS-TMAZ)、前进侧热影响区(AS-HAZ)和 C24S 铝锂 合金母材(BM-C24S)。可见,焊核区呈 V 形,上部较 宽,下部较窄。经腐蚀后的焊核区呈两种颜色,颜色 较深的为 C24S 铝锂合金,颜色较浅的为 2198 铝锂合 金。当 C24S 铝锂合金位于前进侧时,返回侧的 2198 铝锂合金从焊缝上部迁移到焊缝的前进侧,而前进侧 的 C24S 铝锂合金从焊缝下部迁移到焊缝的返回侧。

图 1(b)所示为 2198 铝锂合金位于前进侧时接头的横 截面形貌,焊核区的尺寸与 C24S 铝锂合金位于前进 侧时的相似,但两种铝锂合金在焊核区中的分布形貌 与图 1(a)中相反。这表明两种铝锂合金不同摆放位置 时,焊缝金属具有相同的塑化金属流动规律。在焊缝 上方,返回侧金属迁移到前进侧,在焊缝下方,前进 侧金属迁移到返回侧。表明沿板厚方向焊缝金属在水 平面上的迁移速度不同,即焊缝上方金属的迁移速度 较下方的快。

根据 PARK 等^[14]报道,异种铝合金搅拌摩擦焊接 头中也会出现洋葱环形貌,表明前进侧和返回侧的材 料发生了充分的混合。本研究所得的接头中未见洋葱 环形貌,可能本研究所用的是不带螺纹的搅拌针,沿 板厚方向上塑化金属的流动较弱所致。

图 2 所示为焊接速度为 60 mm/min 时 2198 铝锂 合金位于前进侧时接头的横截面形貌。对比图 1(b)和 图 2 可以明显看出,焊接速度从 120 mm/min 变为 60 mm/min 时,在返回侧有更多的 C24S 铝锂合金从焊缝 上方向前进侧的 2198 铝锂合金中迁移(如图 1(b)和图 2 中箭头所指),同时,在焊缝下方有更多前进侧的 2198 铝锂合金迁移到返回侧 C24S 铝锂合金。说明当焊接 速度降低时,搅拌头与工件在单位长度焊缝内的作用 时间增加,摩擦产热量增加,导致沿板厚方向焊缝金 属水平迁移速度差异增大,焊缝内塑化金属在搅拌头 的带动下流动得更快。

2.2 接头显微组织

图 3 所示为图 1(a)中所示区域 A~G 的显微组织。 图 3(a)和(g)所示分别是 2198 和 C24S 铝锂合金母材的 显微组织,均呈板条状晶粒;图 3(b)和(f)所示分别为 返回侧和前进侧热影响区的显微组织,由于受到焊接 热循环的影响,2198 和 C24S 铝锂合金原板条状晶粒 均发生明显粗化;图 3(c)和(e)所示分别为返回侧和前 进侧热力影响区的显微组织。由图可见,在搅拌头的 机械搅拌作用和焊接热循环的影响下,返回侧的母材 晶粒发生变形,变形晶粒周围有细小的再结晶晶粒, 而前进侧焊核区与热力影响区界面明显,母材晶粒则 被拉长;图 3(d)所示为焊核中的显微组织,上方为 2198 铝锂合金的再结晶组织,图中下方为 C24S 铝锂合金 的再结晶组织,两种铝锂合金在焊核内结合良好,且 2198 铝锂合金的晶粒尺寸较 C24S 铝锂合金的大。

图 4 所示为 C24S 铝锂合金位于前进侧时焊核区 的显微组织。图 4(a)为图 1(a)中方框区域的放大图, 可见,焊核区中两种铝锂合金间 A 处的界面呈不规则 的折线,而在下方方框区的界面则呈平滑。图 5 所示 为 2198 铝锂合金位于前进侧时焊核区的显微组织。图 5(a)为图 1(b)中方框区域的放大图,焊核区中两种铝锂 合金再结晶组织之间的界面平滑。同样,2198 铝锂合 金的晶粒较 C24S 铝锂合金的大。

焊接过程中,前进侧和返回侧的塑化金属在搅拌





Fig. 1 Cross-section morphologies of joints with different settings of C24S (a) and 2198 (b) Al-Li alloys located in AS during welding at welding speed of 120 mm/min



图 2 焊接速度为 60 mm/min 时接头的横截面形貌

Fig. 2 Cross-section morphology of joint at welding speed of 60 mm/min



100<u>µm</u>

AS-HAZ; (g) Region G, BM-C24S

头的旋转和摩擦作用下发生迁移。当屈服强度较高的 C24S 铝锂合金位于前进侧时,返回侧屈服强度较低的 2198 铝锂合金对迁移到返回侧的 C24S 铝锂合金的阻 力较小,两种材料容易发生混合,因此,其界面呈曲 折;当屈服强度较低的 2198 铝锂合金位于前进侧时, 返回侧屈服强度较高的 C24S 铝锂合金对迁移到返回 侧的 2198 铝锂合金的阻力较大,造成两种材料的结合 界面呈光滑。

在搅拌头的锻压力和摩擦热作用下,焊核区的塑 化金属发生动态再结晶,形成细小的再结晶晶粒。在



图 4 C24S 铝锂合金位于前进侧时接头焊核区的显微组织

Fig. 4 Microstructures of WNZ of joint in C24S Al-Li alloy located in AS: (a) Partial enlarged view in Fig. 1(a); (b) Partial enlarged view in Fig. 4(a)



图 5 2198 铝锂合金位于前进侧时接头焊核区的显微组织

Fig. 5 Microstructures of WNZ of joint in 2198 Al-Li alloy located in AS: (a) Partial enlarged view in Fig. 1(b); (b) Partial enlarged view in Fig. 5(a)

随后的焊接热循环作用下,再结晶晶粒会发生长大。 由于晶粒的长大是通过大角度晶界的迁移进行的,根 据热力学原理,晶界迁移速度 $\frac{d\overline{D}}{dt}$ ^[15](即晶粒平均直径

的增大速度)为

$$\frac{\mathrm{d}D}{\mathrm{d}t} = K_1 \frac{1}{\overline{D}} \exp[-Q_{\mathrm{m}}/(RT)] \tag{1}$$

式中: **D** 为晶粒平均直径; *K*₁ 为常数; *Q*_m 为晶界移动的激活能; *R* 为玻尔兹曼常数; *T* 为温度。可以看出,在其他条件相同的情况下,影响晶界迁移速度的主要因素是晶界移动的激活能 *Q*_m,即原子扩散跨过晶界的激活能。造成焊核区中两种铝锂合金再结晶晶粒尺寸差别的原因,可能是两种铝锂合金再结晶晶粒长大时的晶界激活能不同。

2.3 力学性能

图 6 所示为焊接速度为 120 mm/min 时两种铝锂 合金不同摆放位置焊接时接头的显微硬度分布。由图 6 可见,两种焊接条件下得到的接头在焊核区、热力 影响区和热影响区内的显微硬度均有所降低。在搅拌 摩擦焊中,接头出现软化原因可能与沉淀强化型铝锂 合金的析出强化相发生粗化和溶解有关^[9,16]。在焊核



Fig. 6 Microhardness distribution of joints with different settings of Al-Li alloys during welding

区中,从 C24S 铝锂合金过渡到 2198 铝锂合金时,显 微硬度下降。焊核区及热力影响区的硬度都低于母 材。在焊缝的两侧,随着离焊缝中心的距离增加,热 影响区的硬度逐渐增加,直至达到母材的硬度。

图 7 所示为 C24S 铝锂合金位于前进侧时焊核区 上显微硬度对应的显微组织。2198 铝锂合金的硬度较 C24S 铝锂合金的低,2198 铝锂合金的晶粒较 C24S 铝锂合金的大,根据霍尔佩奇公式^[17],即

$$\tau_{\rm s} = K d^{-1/2} \tag{2}$$

式中: *τ*_s为屈服强度; *K*为常数; *d*为晶粒直径。可以 看出, 2198 铝锂合金焊接硬度较 C24S 铝锂合金低是 由 2198 铝锂合金的晶粒比 C24S 铝锂合金的晶粒大 所致。

图 8 所示为两种铝锂合金不同摆放位置焊接时得 到的接头抗拉强度。由图 8 可见, 2198 铝锂合金位于



图 7 C24S 铝锂合金位于前进侧时接头的焊核区上显微硬 度对应的显微组织

Fig. 7 Microstructures corresponding to microhardness distribution of WNZ of joint in C24S Al-Li alloy located in AS





Fig. 8 Tensile strength of joints in different settings of Al-Li alloys during welding

前进侧时接头的抗拉强度均比 C24S 铝锂合金位于前 进侧时的高,断裂均发生在 2198 铝锂合金侧的热力影 响区。有研究表明,在离焊缝中心的距离小于轴肩半 径处,焊缝返回侧的温度比前进侧的高^[18]。由于 2198 铝锂合金的抗拉强度低于 C24S 铝锂合金的,且热力 影响区的硬度较低,因此,当 2198 铝锂合金位于前进 侧时,相对于该合金位于返回侧时强化相发生粗化和 溶解的倾向较小,得到的接头抗拉强度较 2198 铝锂合 金位于返回侧时的高。当焊接速度为 120 mm/min 时, 2198 铝锂合金位于前进侧的接头最大抗拉强度为 382 MPa,为 2198 铝锂合金母材抗拉强度的 82.7%。

3 结论

1) 两种铝锂合金的摆放位置不同时,焊核区中 2198 铝锂合金的再结晶晶粒尺寸均比 C24S 铝锂合金 的大。

2) 接头的焊核区、热力影响区和热影响区均发生 软化,焊核区中 2198 铝锂合金的硬度较 C24S 铝锂合 金的低。

3) 2198 铝锂合金位于前进侧时接头的抗拉强度
 较该合金位于返回侧时高,接头最大抗拉强度达到
 382 MPa,为 2198 铝锂合金母材抗拉强度的 82.7%。

REFERENCES

[1] 郑子樵,李劲风,陈志国,李红英,李世晨,谭澄宇.铝锂合
 金的合金化与微观组织演化[J].中国有色金属学报,2011,
 21(10): 2337-2351.

ZHENG Zi-qiao, LI Jin-feng, CHEN Zhi-guo, LI Hong-ying, LI Shi-chen, TAN Cheng-yu. Alloying and microstructural evolution of Al-Li alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(10): 2337–2351.

- [2] MA Y E, ZHAO Z Q, LIU B Q, LI W Y. Mechanical properties and fatigue crack growth rates in friction stir welded nugget of 2198-T8 Al–Li alloy joints[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 569: 41–47.
- [3] 蔡 彪. C24S 铝锂合金搅拌摩擦焊接工艺、组织和性能研究[D]. 长沙: 中南大学, 2011.

CAI Biao. Investigations on the process, microstructure and property of friction stir welded C24S Al-Li alloy[D]. Changsha: Central South University, 2011.

[4] RAI R, DE A, BHADESHIA H K D H, DEBROY T. Review-friction stir welding tools[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2011, 16(4): 325–342.

[5] MISHRA R S, MA Z Y. Friction stir welding and processing[J].

Materials Science and Engineering R, 2005, 50(1/2): 1-78.

- [6] RAI R, DE A, BHADESHIA H K D H, DEBROY T. Review: Friction stir welding tools[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2011, 16(4): 325–342.
- [7] CAVALIERE P, CABIBBO M, PANELLA F, SQUILLACE A. 2198 Al-Li plates joined by friction stir welding: Mechanical and microstructural behavior[J]. Materials and Design, 2009, 30(9): 3622–3631.
- [8] STEUWER A, DUMONT M, ALTENKIRCH J, BIROSCA S, DESCHAMPS A, PRANGNELL P B, WITHERS P J. A combined approach to microstructure mapping of an Al-Li AA2199 friction stir weld[J]. Acta Materialia, 2011, 59(8): 3002–3011.
- [9] SHUKLA A K, BAESLACK III W A. Study of microstructural evolution in friction-stir welded thin-sheet Al-Cu-Li alloy using transmission-electron microscopy[J]. Scripta Materialia, 2007, 56(6): 513–516.
- [10] TAVARES S M O, dos SANTOS J F, de CASTRO P M S T. Friction stir welded joints of Al-Li alloys for aeronautical applications: Butt-joints and tailor welded blanks[J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2013, 65: 8–13.
- [11] 郭晓娟,李 光,董春林,栾国红. 1420 铝锂合金搅拌摩擦焊 接力学性能[J]. 焊接学报, 2009, 30(4): 45-48.
 GUO Xiao-juan, LI Guang, DONG Chun-lin, LUAN Guo-hong. Mechanical properties of 1420 aluminum-lithium alloy friction stir welding[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2009, 30(4): 45-48.
- [12] 张 华, 孔德跃, 陈雪峰, 曹 健, 赵衍华, 黄继华. 2A97 铝 锂合金搅拌摩擦焊[J]. 焊接学报, 2012, 33(5): 41-44.
 ZHANG Hua, KONG De-yue, CHEN Xue-feng, CAO Jian, ZHAO Yan-hua, HUANG Ji-hua. Study on friction stir welding of 2A97 Al-Li alloy[J]. Transactions of the China Welding

Institution, 2012, 33(5): 41-44.

[13] 张丹丹,曲文卿,尹 娜,杨模聪,陈 洁,孟 强,柴 鹏. 工艺参数对铝锂合金搅拌摩擦焊搭接接头力学性能的影响[J]. 焊接学报,2013,34(2):84-88.

ZHANG Dan-dan, QU Wen-qing, YIN Na, YANG Mo-cong, CHEN Jie, MENG Qiang, CHAI Peng. Effect of process parameters on mechanical properties of friction stir welded Al-Li alloy lap joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2013, 34(2): 84–88.

- [14] PARK S K, HONG S T, PARK J H, PARK K Y, KWON Y J, SON H J. Effect of material locations on properties of friction stir welding joints of dissimilar aluminium alloys[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2010, 15(4): 331–336.
- [15] 胡庚祥, 钱苗根. 金属学[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1980.
 HU Gen-xiang, QIAN Miao-gen. Metallography[M]. Shanghai:

Shanghai Science and Technology Press, 1980.

- [16] BAHEMMAT P, HAGHPANAHI M, BESHARATI GIVI M K, RESHAD SEIGHALANI K. Study on dissimilar friction stir butt welding of AA7075-O and AA2024-T4 considering the manufacturing limitation[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2012, 59(9/12): 939–953.
- [17] 黄孝瑛. 材料微观结构的电子显微学分析[M]. 北京: 冶金工 业出版社, 2008.
 HUANG Xiao-ying. The microstructure of materials and its electron microscopy analysis[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2008.
- [18] 柯黎明. 搅拌摩擦焊接头成形规律研究[D]. 北京: 清华大学, 2007.

KE Li-ming. An investigation on the formation mechanism of the friction stir welds[D]. Beijing: Tsinghua University, 2007.

(编辑 李艳红)