

DOI: 10.7652/xjtuxb201708022

新型热处理工艺对搅拌摩擦焊接头性能的影响

戴明亮^{1,2}, 万心勇^{1,2}, 彭熠^{1,2}, 胡志力^{1,2}

(1. 武汉理工大学现代汽车零部件技术湖北省重点实验室, 430070, 武汉;

2. 武汉理工大学汽车零部件技术湖北省协同创新中心, 430070, 武汉)

摘要: 为了抑制焊后热处理过程中搅拌摩擦焊(FSW)接头晶粒异常长大(AGG)现象的发生、保证接头的强韧性,提出固溶-变形-时效一体化的新型焊后热处理工艺。该工艺以 2024-O 铝合金 FSW 接头为研究对象,在 450℃保温 40 min 后水淬至室温,然后冷拉伸变形,并于 190℃人工时效处理。经光学显微镜观察发现,450℃固溶处理能够显著抑制接头 AGG 现象的发生。固溶后冷变形结合后续人工时效处理工艺,接头力学性能明显改善,接头显微硬度和强度随着冷变形量的增加而不断提高,当变形量为 10% 时,接头的硬度和强度值达到最大。由于接头没有发生 AGG,焊缝细小的等轴晶和析出相使得新型焊后热处理 FSW 接头的强度、硬度和塑性均高于传统固溶时效热处理接头。

关键词: 搅拌摩擦焊;焊后热处理;晶粒异常长大;力学性能

中图分类号: TG146.2 **文献标志码:** A **文章编号:** 0253-987X(2017)08-0136-06

Effects of a New Post-Weld Heat Treatment Process on the Properties of Friction Stir Welded Joints

DAI Mingliang^{1,2}, WAN Xinyong^{1,2}, PENG Yi^{1,2}, HU Zhili^{1,2}

(1. Hubei Key Laboratory of Advanced Technology of Automobile Components, Wuhan University of Technology,

Wuhan 430070, China; 2. Hubei Collaborative Innovation Center for Automotive Components Technology,

Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China)

Abstract: A new post-weld heat treatment process is presented to inhibit the abnormal grain growth (AGG) of friction stir welded (FSW) joints during the post-weld heat treatment and to ensure the strength and toughness of the FSW joints. The 2024-O aluminum alloy FSW joints are heated at 450℃ for 40 min then are quenched in water, followed by cold stretching and artificial aging. It is found that no AGG occurs in the joints during the solid-solution treatment at 450℃. The hardness and strength of the joints increase as the amount of the cold stretching increases after the solid-solution treatment followed by cold stretching and artificial aging. When the joints have a 10% cold stretching, the hardness and the ultimate strength reach the maximum value. Therefore, the stability of microstructure and the mechanical of properties the FSW joints can be improved by adopting the new post-weld heat treatment process.

Keywords: friction stir welding; post-weld heat treatment; abnormal grain growth; mechanical properties

收稿日期: 2017-02-11。 作者简介: 戴明亮(1991—),男,硕士生;胡志力(通信作者),男,副教授,硕士生导师。 基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51405358);中国汽车产业创新发展联合基金资助项目(U1564202);武汉理工大学研究生优秀学位论文培育基金资助项目(2016-YS-052)。

网络出版时间: 2017-05-15

网络出版地址: <http://www.cnki.net/kcms/detail/61.1069.T.20170515.1952.008.html>

搅拌摩擦焊(friction stir welding,FSW)作为一种固相连接技术,相比传统熔焊连接铝合金能够避免焊接过程中裂纹和气孔等缺陷的产生,提高连接强度^[1-2]。然而,对于时效强化态的铝合金,如 2 系^[3]、6 系^[4]和 7 系^[5]铝合金等,虽然通过 FSW 能够得到无缺陷的焊接接头,但是受热输入的影响,会使焊缝区强化相发生粗化和溶解,从而导致焊缝区软化。FSW 焊后进行热处理,能改变强化相的尺寸和分布,进而使接头强度得到很大程度的提高^[6]。此外,退火态铝合金强度低,必须通过固溶时效过程来提高其强度^[7]。因此,焊后热处理是一种恢复 FSW 接头力学性能的有效方法。尽管 FSW 焊后进行固溶时效处理能很好的提高接头强度,但是在温度提高时,焊缝组织会变得极不稳定,在很短的时间内就会发生晶粒异常长大(abnormal grain growth, AGG)现象^[8]。焊缝区这种大尺寸晶粒的存在,降低了 FSW 热处理接头的腐蚀性能、疲劳强度和断裂韧性。研究表明,AGG 的发生与高温固溶有很大的关系,而与低温时效无关^[9],而且晶粒异常长大的程度随固溶温度升高而增大^[7]。之前的研究结果也证实了这点,2024-O 铝合金 FSW 接头在 450 ℃保温 2 h 后,焊核区仍然保留了细小的等轴晶粒^[10]。因此,通过降低固溶温度,能有效抑制焊后热处理过程中 AGG 的发生。同时,在时效前预变形会引入大量位错,促进铝合金在后续时效过程中沉淀相的析出,从而使材料的力学性能提升^[11]。国内外对 FSW 接头形变热处理的研究主要集中在成形性方面^[12-13],而通过形变热处理来提高 FSW 接头强度的研究很少。

因此,为了抑制焊后热处理过程中 2024-O 铝合金 FSW 接头发生 AGG,同时保证一定的力学性能,本文采用新型的固溶-变形-时效一体化热处理方法,即 450 ℃固溶后引入冷拉伸,然后人工时效处理,并与 495 ℃固溶随后人工时效处理的接头进行对比,研究不同热处理对 2024-O 铝合金 FSW 接头微观组织和力学性能的影响规律。

1 实 验

1.1 材料与焊接参数

实验选用 2024-O 铝合金板材作为母材,其主要微量元素 Cu、Mg、Mn、Fe、Si 的质量分数分别为:4.2%、1.4%、0.6%、0.4%、0.1%;母材的抗拉强度、屈服强度和延伸率分别为 220 MPa、104 MPa 和 18.3%。试样规格为 380 mm×75 mm×2.88 mm,

待焊部位用机械方法去除表面氧化层。实验采用带右螺纹的圆锥形搅拌针搅拌头,材料为热处理模具钢,搅拌头轴肩直径为 12 mm,搅拌针长度为 2.75 mm。选用的 3 组焊接参数中,旋转速度 ω 与焊接速度 v 分别为 600 r/min 与 300 mm/min、600 r/min 与 100 mm/min、800 r/min 与 100 mm/min,搅拌头倾角为 3°,下压力为 0.1 mm。实验采用中科院沈阳自动化研究所研制的搅拌摩擦焊设备,沿垂直于轧制方向进行 2024-O 态铝合金对接焊,并沿垂直于加工方向取拉伸、金相和硬度试样。拉伸试样参照国标 GB/T2651—2008,其尺寸如图 1 所示。所得试样一部分用于焊态组织性能测试,另一部分用于焊后热处理测试。采用拉伸试样进行形变热处理实验。

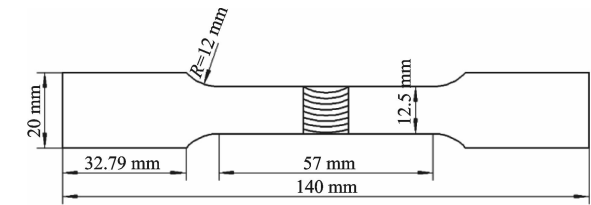


图 1 拉伸试样尺寸

1.2 焊后热处理工艺

FSW 焊后热处理采用 2 种热处理工艺:一种参照变形铝及铝合金热处理规范 YS/T591—2006,采用标准的固溶温度 495 ℃保温 40 min 后水淬至室温,紧接着进行 190 ℃保温 6 h 时效处理;另一种是降低固溶温度到 450 ℃保温 40 min 后水淬至室温,接着以 2 mm/min 的拉伸速度对试样整体分别进行 0%、3%、6.5%和 10%的预变,随后进行 190 ℃保温 6 h 时效处理。表 1 所示为不同热处理工艺及接头名称。

表 1 各热处理工艺及其名称

接头名称	热处理工艺
T6-1	495 ℃固溶+人工时效
T6-2	450 ℃固溶+人工时效
W	450 ℃固溶
T8-1	450 ℃固溶+冷拉伸 3%+人工时效
T8-2	450 ℃固溶+冷拉伸 6.5%+人工时效
T8-3	450 ℃固溶+冷拉伸 10%+人工时效

1.3 实验仪器与方法

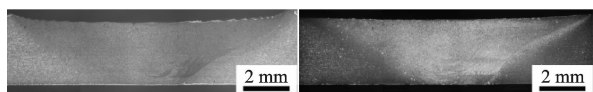
焊后固溶处理在 SX-8-10 型箱式电阻炉(控温精度为±5 ℃)中进行,在型号为 DHG-9055A 鼓风干燥箱(控温精度为±1 ℃)中进行时效处理,在型

号为 WDW-100 的微机控制电子式万能试验机上进行单向拉伸实验,拉伸速度为 2 mm/min,拉伸数据取 3 个试样的平均值。用 HV-1000A 显微硬度计观察硬度,测量位置在接头横截面的中心,加载质量为 200 g,保压时间 10 s。金相试样粗磨、细磨、抛光后,用 Keller 试剂腐蚀,再用光学显微镜观察。电子背散射衍射(EBSD)和扫描电子显微镜(SEM)实验均在型号为 Zeiss Ultra Plus 的场发射扫描电子显微镜上进行,分别观察微观组织形貌和析出相的分布。

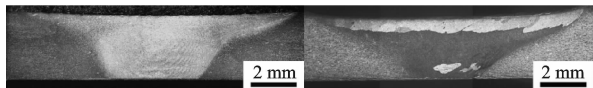
2 结果与讨论

2.1 宏观形貌和微观组织

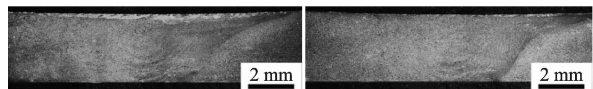
图 2 显示了焊态和焊后热处理接头的宏观形貌。从图 2 不同工艺参数下焊态接头宏观形貌可以看出,随着热输入量的增加,接头焊缝宽度随之增加;495 °C 固溶然后人工时效处理的 T6-1 接头整个焊缝区发生了 AGG,而降低固溶温度到 450 °C 的 T6-2 接头只在轴肩及焊缝底部出现少量 AGG,这



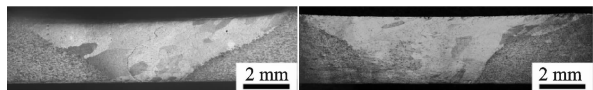
(a) 焊态接头($\omega=600$ r/min, $v=300$ mm/min) (b) 焊态接头($\omega=600$ r/min, $v=100$ mm/min)



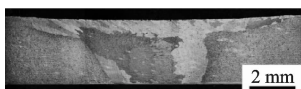
(c) 焊态接头($\omega=800$ r/min, $v=100$ mm/min) (d) T6-2 接头($\omega=600$ r/min, $v=300$ mm/min)



(e) T6-2 接头($\omega=600$ r/min, $v=100$ mm/min) (f) T6-2 接头($\omega=800$ r/min, $v=100$ mm/min)



(g) T6-1 接头($\omega=600$ r/min, $v=300$ mm/min) (h) T6-1 接头($\omega=600$ r/min, $v=100$ mm/min)



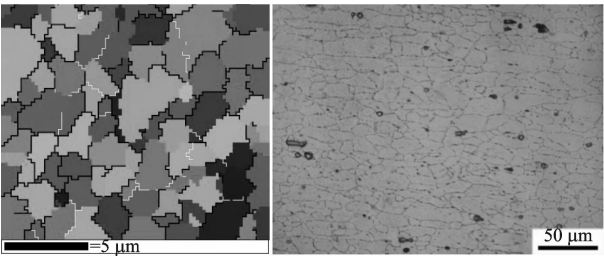
(i) T6-1 接头($\omega=800$ r/min, $v=100$ mm/min)

图 2 焊态接头和热处理接头的宏观形貌

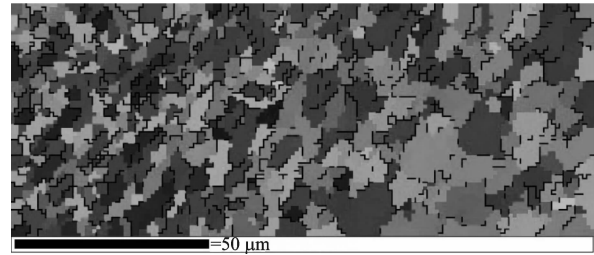
说明降低固溶温度能明显降低焊缝部分出现 AGG 的程度。此外,通过比较不同焊接参数的 T6-2 接头发现:随着焊接热输入量的增加,接头发生 AGG 的程度不断减小;对于 $\omega=800$ r/min、 $v=100$ mm/min 的 T6-2 接头,其组织未发生 AGG。这与 Charit 等人得出的大部分热输入量高的接头在热处理过程中更加稳定的结果^[8]一致。分析认为:旋转速度高、热输入量大、焊核细小时的再结晶组织会发生一定长大,导致晶界能减小;同时,由于热输入大,应变储能相对较少,因而在 450 °C 固溶时,高热输入量接头发生 AGG 的驱动力减小。

由图 2 可知,对于焊接参数 $\omega=800$ r/min、 $v=100$ mm/min 的 T6-2 接头,未发生 AGG,因此本文主要针对 $\omega=800$ r/min、 $v=100$ mm/min 的接头进行研究。图 3 显示了其焊态和热处理接头微观组织形貌。从图 3 中可以看出,焊态接头根据微观组织和性能的不同可以分为 4 个区,即焊核区(WNZ)、热机影响区(TMAZ)、热影响区(HAZ)和母材(BM)。母材为板条组织,其晶粒沿轧制方向平均长度为 16.6 μm ,如图 3b 所示。由图 3a 可见,焊核区受搅拌针的强烈搅拌破碎作用,同时由搅拌热引发的动态再结晶,形成细小的等轴晶粒,其平均晶粒尺寸为 1.4 μm 。由图 3c 可见,热机影响区受到搅拌针的搅拌和焊接热的双重作用,晶粒发生较大扭曲变形,相比焊核区晶粒发生了长大。热影响区只受热循环的影响,组织形貌与母材基本相同,只是尺寸略有长大,因此没有列出其图片。

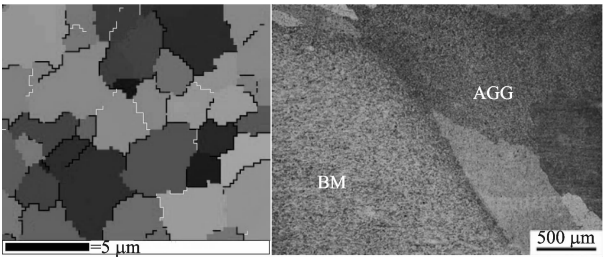
经过 495 °C 固溶后,T6-1 接头焊缝部分发生了 AGG,焊核区晶粒由原来的几微米长大到了几百微米,有的晶粒甚至达到了毫米级,如图 3e 所示。这是由于焊缝组织极不均匀,焊核区细小的晶粒在加热后,晶界的可动性增加,少数晶界能较高的晶粒获得较大驱动力。同时,在 495 °C 固溶时,第二相粒子大部分发生溶解,晶粒脱离了第二相粒子的钉扎作用,因此 AGG 得以发生。然而,T6-2 接头焊缝组织并没有发生 AGG,只是晶粒发生了少许长大,对焊核区晶粒进行统计得出,T6-2 接头焊核区平均晶粒尺寸为 2.1 μm ,仍然保留了焊态接头细小的等轴晶粒组织,如图 3d 所示。这是因为在 450 °C 固溶时,温度降低,促使晶粒发生异常长大的驱动力相对减小。同时,焊缝部分第二相粒子并没有完全溶解,其分布在晶界,对晶粒起到了钉扎作用。如图 4 白色箭头所指,T6-2 接头焊核区第二相粒子仍然钉扎在晶界,从而阻碍了 AGG 的发生。



(a)焊态接头的焊核区 (b)焊态接头的母材区

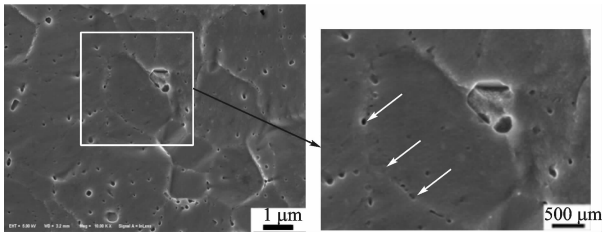


(c)焊态接头前进侧的热机影响区



(d)T6-2 接头的焊核区 (e)T6-1 接头

图 3 不同焊态和热处理接头的微观组织形貌



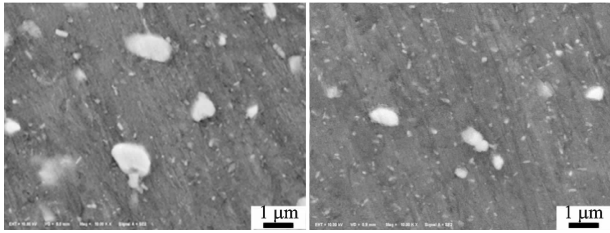
(a)10 000 倍 (b)20 000 倍

图 4 T6-2 接头焊核区二次电子 SEM 图

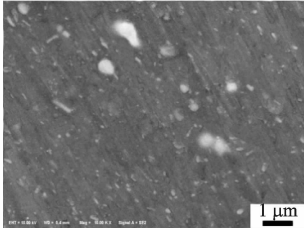
2.2 硬度分布

图 5 为不同热处理后接头焊核区 SEM 形貌。通过 X 射线能谱仪(EDS)分析可知:T6-2 接头焊核中存在 2 种第二相粒子,其中一种的成分为 Al-Cu-Mg,为 Al₂CuMg 粒子,它由未溶相和细小的析出相(S 相)组成;另一种粒子成分为 Al-Cu-Fe-Mn,可能是不可溶的粒子(Cu,Fe,Mn)Al₆^[14]。由图 5 可知,T8-3 接头的 S 相的分布相比 T6-2 接头更多且更均匀,与 T6-1 接头的 S 相分布基本相同。分析认为,时效前的预拉伸会引入大量位错,形成位错网络,这些位错网络在随后的时效过程中成为了析出相最有

效的形核位置,从而使 S 相形核更为广泛和均匀^[11]。



(a)T6-2 接头焊核区 (b)T8-3 接头焊核区



(c)T6-1 接头焊核区

图 5 焊后热处理接头背散射 SEM 图

图 6 为不同热处理接头的显微硬度沿焊缝分布的情况。焊态接头沿焊缝横截面的显微硬度中,焊核区硬度最高,热机影响区硬度明显下降,但仍然高于母材,热影响区与母材相近。这主要是焊核区细小的等轴晶粒起到细晶强化作用,同时搅拌针的搅拌作用使母材中粗大第二相颗粒破碎成细小的颗粒,而且在焊接热的作用下,相当于发生了一个短时固溶处理,使得 2024-O 铝合金焊态接头焊缝硬度明显高于母材^[10]。时效强化铝合金的硬度主要受沉淀相数量、大小及晶粒尺寸分布的影响,而且沉淀强化相比晶粒尺寸对焊缝硬度的影响更大^[4-5]。经过焊后各种热处理,整个接头截面硬度均趋于一致。这是因为 W 接头焊核区打碎的第二相发生溶解,其硬度相比焊态焊核区有所下降,而母材在固溶强化的作用下硬度则相应提高。因此,其硬度基本趋于

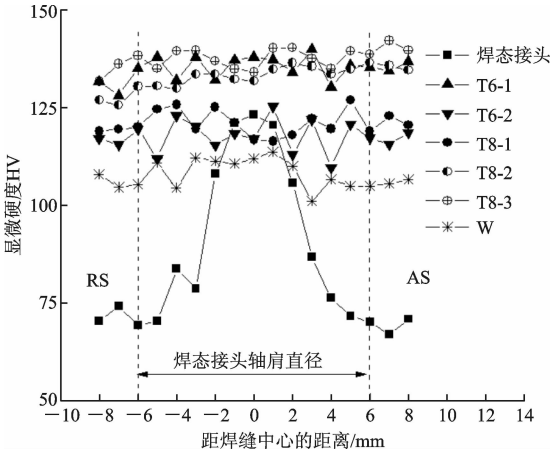


图 6 不同热处理接头的显微硬度沿焊缝分布情况

一致,为随后相对均匀的冷变形提供了条件。而对于焊后 T6 处理和形变热处理接头,这主要是因为各区域的沉淀相溶入铝基体中,人工时效后细小的沉淀相再均匀析出,这样焊缝各区域沉淀相强化效果则相同^[9]。此外,T6-1 接头的平均硬度 HV 为 134.8 明显大于 T6-2 接头的平均硬度 HV117.5,即固溶温度对接头的硬度影响较大,固溶温度降低,溶入铝基体中的合金元素则减少,所得到的固溶体的过饱和度和降低,从而导致在随后的时效过程中脱溶驱动力也降低,析出相数量减少^[15]。因此,T6-2 接头硬度相比 T6-1 接头下降。

比较 T6-2、T8-1、T8-2 和 T8-3 接头硬度发现,450℃固溶后进行一定量的预变形然后人工时效,会显著提高接头的硬度,而且其硬度随着变形量的增加而增加。T8-2 接头硬度与 T6-1 接头非常接近,T8-3 接头的平均硬度 HV 为 137.5,高于 T6-1 接头硬度。这是因为在 450℃固溶后冷拉伸,引入了大量位错,在随后时效时,为 S 相的形核提供了有利位置,从而使 S 相的析出更多且更均匀,并且随着预变形量的增加,引入的位错数增加,S 相析出的数量随之增加^[11]。正因如此,对于形变热处理接头,在加工硬化和析出相强化的双重作用下使其硬度得到提高。

2.3 拉伸性能

图 7 为不同热处理接头室温拉伸试验结果。由图 7 可以看出,焊态接头的抗拉强度和屈服强度与 O 态母材基本一致,但延伸率相对母材下降了 32%,这与之前的研究结果研究一致^[10]。分析认为,FSW 焊态接头为典型的非均质材料,焊核区硬度高强度大,在拉伸过程中基本不参与变形,而 O 态母材则强度低,成为主要的变形区域,并最终断裂在母材区,这相当于缩短了试样的变形尺寸。因此,FSW 接头试样的延伸率下降,而强度与母材基本相同。

接头经各种热处理后强度得到提高,但延伸率则相应下降,这主要是因析出相的强化所致。T6-1 接头的抗拉强度为 410 MPa,而 T6-2 接头的抗拉强度为 361 MPa。对于降低固溶温度的焊后 T6 处理接头,其抗拉强度相比焊态接头有大幅度提高,但与 T6-1 接头相比,其抗拉强度下降了 12%。在引入变形量后,接头的抗拉强度随着变形量的增加而增加,但这种增加并不成正比,当试样整体拉伸变形量为 10%时,其抗拉强度达到了 424 MPa,高于 T6-1 接头的抗拉强度,这与硬度的变化趋势相同。经固溶时效处理后的接头,在析出相的强化作用下,强度得

到提高^[15]。降低温度固溶处理,所形成的过饱和溶质原子和空位下降,致使时效过程中析出相的数量减少,相比正常固溶时效处理,其析出相强化效果相应下降^[15],从而 T6-2 接头强度相比 T6-1 接头下降。在引入变形量后,增加了接头中位错密度和空位数并改变了位错的分布,在随后的时效过程中,析出相形核更多更均匀^[11]。因此,经过 450℃固溶后冷拉伸,再进行人工时效处理后的接头强度在加工硬化和时效强化的双重作用下得以提升。由于拉伸变形后的时效温度较低,变形组织大部分发生的只是一个回复的过程,接头组织没有发生改变,而且试样的焊接参数以及拉伸变形前的处理都相同。因此,各种形变热处理接头的整体延伸率基本相同,即拉伸变形量与其断后的延伸率之和为 13%左右,高于 T6-1 接头的延伸率。这与张新明等人研究拉伸和轧制预变形对 2519A 铝合金组织和力学性能的影响的结果^[11]类似。热处理接头的断裂位置大部分位于热机影响区和焊核区的交界处,此时接头各个区域硬度基本相同,其断裂位置便取决于晶体取向分布及附加变形的应变变量^[10],热处理后焊核区与热机影响区的边界更加明显。因此在拉伸过程中,这个边界就成为接头的薄弱区,接头从此处断裂。

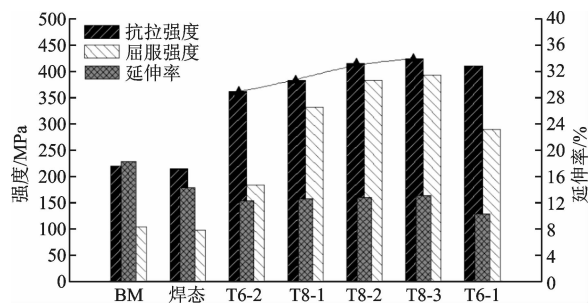


图 7 不同热处理接头室温拉伸测试结果

3 结 论

本文对 2024-O 铝合金进行搅拌摩擦焊后,通过降低温度固溶处理,同时结合固溶-变形-时效一体化焊后热处理工艺,显著降低了焊后热处理 AGG 的程度,且保证了接头的力学性能。通过比较不同焊接参数的宏观形貌,得到当 $\omega = 800 \text{ r/min}$ 、 $v = 100 \text{ mm/min}$ 时的接头的热稳定性相对较好;经 450℃固溶后人工时效处理的 T6-2 接头焊缝组织未观察到 AGG 现象的发生,焊核区仍保留了焊态接头细小的等轴晶粒,平均晶粒尺寸为 $2.1 \mu\text{m}$,而 495℃固溶随后人工时效处理的 T6-1 接头组织发生了 AGG;T6-2 接头相比 T6-1 接头,其硬度和抗拉强

度分别下降了 13%和 12%。但是,通过在固溶后引入冷拉伸变形,然后进行人工时效处理,接头的强度和硬度随着变形量的增加不断提高,当焊缝整体变形为 10%时,接头的硬度 HV 和抗拉强度分别达到了 137.5 和 424 MPa,超过了传统固溶时效处理的 T6-1 接头,且接头组织并没有发生 AGG 现象。

参考文献:

[1] GIBSON B T, LAMMLEIN D H, PRATER T J, et al. Friction stir welding: process, automation, and control [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2014, 16(1): 56-73.

[2] 岳玉梅,李政玮,马轶男,等. 下扎深度对回填式搅拌摩擦点焊接头断裂行为的影响 [J]. *西安交通大学学报*, 2015, 49(8): 122-127.

YUE Yuemei, LI Zhengwei, MA Yinan, et al. Effects of plunge depth on fracture behaviors of refill friction stir spot welding [J]. *Journal of Xi'an Jiaotong University*, 2015, 49(8): 122-127.

[3] LIU H J, ZHANG H J, PAN Q, et al. Effect of friction stir welding parameters on microstructural characteristics and mechanical properties of 2219-T6 aluminum alloy joints [J]. *International Journal of Material Forming*, 2012, 5(3): 235-241.

[4] İPEKOGLU G, ERIM S, ÇAM G. Investigation into the influence of post-weld heat treatment on the friction stir welded AA6061 Al-alloy plates with different temper conditions [J]. *Metallurgical & Materials Transactions; A*, 2013, 45(2): 864-877.

[5] 任淑荣,马宗义,陈礼清,等. 焊后热处理工艺和背部二次焊接对搅拌摩擦焊接 7075-T651 铝合金性能的影响 [J]. *金属学报*, 2007, 43(3): 225-230.

REN Shurong, MA Zongyi, CHEN Liqing, et al. Effects of post-weld heat-treatment and second-welding on tensile properties of friction stir welded 7075-T651 aluminum alloy [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2007, 43(3): 225-230.

[6] 郭韡,王快社,王文,等. 焊后热处理对镁合金搅拌摩擦焊接接头的影响 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2011, 40(6): 1075-1078.

GUO Wei, WANG Kuaishe, WANG Wen, et al. Influences of post-weld heat treatments on friction stir-welded AZ31B magnesium alloy joints [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2011, 40(6): 1075-1078.

[7] CHEN Y C, FENG J C, LIU H J. Stability of the grain structure in 2219-O aluminum alloy friction stir

welds during solution treatment [J]. *Materials Characterization*, 2007, 58(2): 174-178.

[8] CHARIT I, MISHRA R S. Abnormal grain growth in friction stir processed alloys [J]. *Scripta Materialia*, 2008, 58(5): 367-371.

[9] LIU H J, FENG X L. Effect of post-processing heat treatment on microstructure and microhardness of water-submerged friction stir processed 2219-T6 aluminum alloy [J]. *Materials & Design*, 2013, 47(9): 101-105.

[10] HU Z L, YUAN S J, WANG X S, et al. Effect of post-weld heat treatment on the microstructure and plastic deformation behavior of friction stir welded 2024 [J]. *Materials & Design*, 2011, 32(10): 5055-5060.

[11] 张新明,刘玲,贾寓真. 拉伸与轧制预变形对 2519A 铝合金组织与力学性能的影响 [J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(6): 1088-1094.

ZHANG X M, LIU L, JIA Y Z. Effects of stretching and rolling pre-deformation on microstructures and mechanical properties of 2519A aluminum alloy [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(6): 1088-1094.

[12] 胡志力,王小松,黄永宪,等. 2024 铝合金搅拌摩擦焊接头塑性变形行为研究 [J]. *材料科学与工艺*, 2011, 19(3): 8-13.

HU Zhili, WANG Xiaosong, HUANG Yongxian, et al. Plastic deformation behavior and microstructure of friction stir welded joint of 2024 aluminum alloy [J]. *Materials Science and Technology*, 2011, 19(3): 8-13.

[13] KO D H, KIM J H, KO D C, et al. Improvement of weldment properties by hot forming quenching of friction stir welded TWB sheet [J]. *Advances in Mechanical Engineering*, 2014, 2014(2): 1-9.

[14] SAFARKHANIAN M A, GOODARZI M, BOUTOTABI S M A. Effect of abnormal grain growth on tensile strength of Al-Cu-Mg alloy friction stir welded joints [J]. *Journal of Materials Science*, 2009, 44(20): 5452-5458.

[15] 王祝堂. 2024 型铝合金的热处理 [J]. *金属世界*, 2009(2): 43-48.

WANG Zhutang. Heat treatment for 2024 aluminum alloy [J]. *Metal World*, 2009(2): 43-48.

(编辑 刘杨)