

熔焊填充 + FSW 修补搅拌摩擦焊缝匙孔型缺陷的接头组织性能研究

Study on Properties of Repaired Joint With Keyhole Defect Repaired by Composite Process of Fusion Filling and FSW Repairing

首都航天机械公司 郝云飞 白景彬 田兵 高培涛 赵衍华 马建波

[摘要] 采用熔焊填充 + 搅拌摩擦补焊复合工艺成功进行了搅拌摩擦焊缝匙孔型缺陷的修补,焊后对补焊接头的微观组织和力学性能进行了分析。结果表明,焊核区呈细小的再结晶等轴晶粒,热机影响区发生粗化长大,逐渐丧失了原始母材轧制晶粒边界形貌,并残留熔焊柱状晶或树枝状晶粒。第二相析出物粗化长大,呈网状结构分布于热机影响区域。热影响区/热机影响区是整个补焊接头的薄弱环节,拉伸试样亦断裂在该区域。补焊接头断口呈现出韧性断裂与铸态组织脆性断裂的混合断口形貌。

关键词: 熔焊填充 + 搅拌摩擦补焊 匙孔型缺陷 力学性能

[ABSTRACT] The composite process of fusion filling + friction stir repaired welding has been successfully used to repair the keyhole defect, and the microstructure and mechanical properties of the repaired joint have been analyzed. The microstructure of the TMAZ coarsens and grows up with the boundary morphology of the original parent metal gradually disappearing, and even there is part of columnar or dendrite crystals from the fusion filling process existing in the TMAZ. SEM observation shows that the precipitated phase in the TMAZ also coarsens and grows up with the network structure distributed. The results of microhardness and tensile test present the inhomogeneous mechanical behavior of the repaired joint. TMAZ is the weak link of the repaired joint, and the tensile specimen also fractures in this zone. The fracture morphology shows the ductile fracture in the nugget zone and brittle fracture in the TMAZ.

Keywords: Fusion filling+friction stir welding Keyhole defect Mechanical properties

搅拌摩擦焊技术自 1991 年从英国焊接研究所发明以来,由于其具有焊接接头质量高、焊接变形小、缺陷少、绿色无污染等特点,因而被广泛地应用于各著名

宇航机构的运载火箭贮箱制造^[1-4]。焊接缺陷对于任何一项焊接技术,在实际工程化应用过程中均是不可避免的,都必须考虑缺陷产生后的缺陷修补措施^[5-6]。搅拌摩擦焊过程中不可避免地存在因搅拌头寿命问题引发搅拌针折断,对折断在焊缝中的搅拌针进行手工挖排后,就会在焊缝中形成一个匙孔。“匙孔型”缺陷的存在会对焊缝带来诸多问题,例如影响焊缝强度、气密性等。因此,积极开展搅拌摩擦焊缝匙孔型缺陷修补技术研究,最终开发出具备工程化应用能力的补焊工艺方法,对于保证运载火箭贮箱产品质量,具有重要的理论意义和实际工程应用价值。本文主要对运载火箭贮箱搅拌摩擦焊过程中所产生的与搅拌针形状尺寸相似的“匙孔型”缺陷进行修补技术研究。

1 试验材料与方法

1.1 材料

文中所用试验材料为 2219C10S 铝合金板材,板材规格为 1000mm × 150mm × 6mm,主要化学成分和力学性能如表 1 所示。搅拌摩擦焊缝匙孔区域熔焊填充材料为 ϕ 4.0mm 的 ER2319 铝合金焊丝。

表 1 2219C10S 铝合金的化学成分和力学性能

化学成分(质量分数 /%)					力学性能	
Cu	Mn	Fe	Si	Al	σ_b /MPa	$\delta 5\%$
5.8~6.8	0.20~0.40	0.30	0.20	余量	440	15

1.2 试件焊接过程

本文采用“熔焊填充 + 搅拌摩擦补焊”复合工艺进行搅拌摩擦焊缝匙孔型缺陷修补。试验思路为:(1) 搅拌针折断引起的匙孔型缺陷采用搅拌摩擦焊结束时留下的匙孔进行物理模拟;(2) 手工 TIG 熔焊 ER2319 焊丝填充到搅拌摩擦焊缝匙孔;(3) 搅拌摩擦补焊。

预制搅拌摩擦焊匙孔型缺陷与搅拌摩擦补焊试验在自制卧式搅拌摩擦焊设备上,采用平板对接方式。焊前采用酸洗方式去除试样表面氧化膜,通过对平

板试样对接面进行机械铰,保证装配间隙控制在 0.3mm 以下。手工熔焊填充采用美国 Miller 公司的 Dynasty350 变极性 TIG 电源。试验中所用的预制匙孔型缺陷搅拌头和补焊搅拌头结构设计参数如表 2 所示。所用焊接工艺参数均为:搅拌头旋转速度为 600~800r/min,行走速度为 180~220mm/min,搅拌头倾斜角为 2.5°~3.0°。

表2 预制匙孔型缺陷搅拌头和补焊搅拌头结构参数

搅拌头规格	轴肩结构参数		搅拌针结构参数		
	轴肩结构	直径/mm	搅拌针结构	根部直径/mm	长度/mm
预制缺陷搅拌头	内凹斜面	18	圆锥螺纹	6.0~6.5	5.8
补焊搅拌头	内凹斜面	20	圆锥螺纹+3个斜面	7.0~8.0	5.7

1.3 试样测试分析方法

采用 X 射线探伤与相控阵超声波检测补焊接头是否存在焊接缺陷。合格后沿垂直于补焊接头方向截取金相试样,用混合酸(1mL HF+1.5mL HCl+2.5mL HNO₃+95mL H₂O)溶液对抛光后的试样进行腐蚀,在光学显微镜下进行典型区域金相组织分析,并进行显微硬度测试。在 MTS-810 电子拉伸试验机上进行拉伸试验,测试补焊接头的拉伸力学性能。在 JSM-5910LV 扫描电镜下进行典型拉伸断裂试样的断口形貌观察,判断其断裂机理;对补焊接头金相试样进行第二相析出物形貌观察,并利用 EDS 进行第二相析出物成分分析。

2 试验结果与讨论

2.1 补焊接头微观组织形貌

搅拌摩擦焊缝匙孔型缺陷补焊接头是在手工 TIG 熔焊填充和搅拌摩擦补焊的共同作用下得到的。由于补焊接头受到了熔焊填充和搅拌摩擦补焊时过多的热影响,其组织形貌和力学性能势必发生一定程度的变化。图 1 (a) 为手工熔焊填充后的接头宏观组织形貌。从图中可以看出手工熔焊填充物表现为典型的铸态组

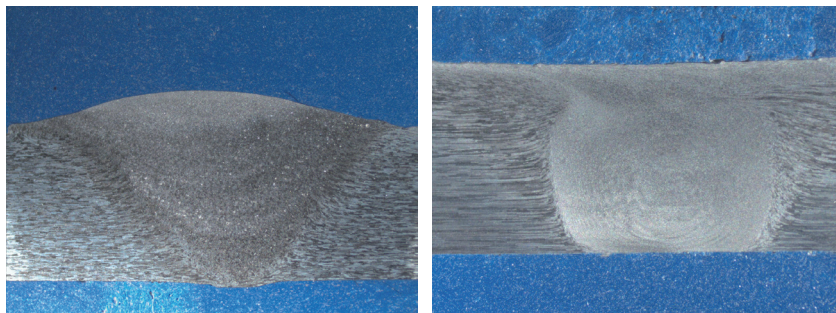
织,由粗大的树枝状或柱状晶粒组成,并含有大量气孔。图 1 (b) 为搅拌摩擦补焊后的接头宏观组织形貌。从图中可以看出补焊后接头组织转变为锻造组织,并且熔焊填充时产生的大量气孔得以消除。

图 2 为 2219 铝合金搅拌摩擦焊缝匙孔型缺陷经手工 TIG 熔焊填充 + 搅拌摩擦补焊后的接头微观组织形貌。图 2 (a) 为 2219 铝合金母材微观组织,主要由一系列具有明显方向性的板条状晶粒组成,这和母材的轧制成型过程密切相关。图 2 (b) 显示焊核区在搅拌针的直接作用下组织形貌发生了显著的变化,由熔焊填充物的铸造组织转化为锻造组织,主要表现为细小的再结晶等轴晶粒,并且在晶界及晶粒内部含有大量呈不规则形状的析出物。图 2 (c)、(d) 为补焊接头中部前进侧与后退侧热机影响区的微观组织。从图中可以看出,熔焊填充 + 搅拌摩擦补焊后的接头热机影响区组织发生了一定程度的变化,主要体现在该区域由于在熔焊填充时受到了一定程度的焊接热影响,组织发生了不同程度的粗化长大,并逐渐丧失了原始母材轧制晶粒边界形貌,尤其是靠近焊核区的热机影响区组织由于受电弧热影响程度最大,甚至已完全由弯曲狭长的变形板条状晶粒转变为柱状晶。从图中还可以发现该区域晶界及晶粒内部开始有大量的二次相析出,然而该区域的晶粒取向并没有发生变化。图 2 (e)、(f) 为补焊接头上部前进侧与后退侧热机影响区组织。熔焊填充时该区域受到了电弧的直接热作用,进行搅拌摩擦补焊时由于该区域远离搅拌头轴肩和搅拌针的作用,因此该区域组织表现为残留的熔焊柱状晶或树枝状晶粒。

综合分析可以得出,补焊接头受热影响范围及程度比较大,尤其是热机影响区组织发生粗化长大,甚至存在残留熔焊柱状晶或树枝状晶粒,并且二次相析出物沿晶界析出长大,从而使得该区域成为整个补焊接头的薄弱环节,后面的显微硬度测试及拉伸试验也证实了这一点。

2.2 补焊接头第二相析出物分析

图 3 为匙孔型缺陷补焊接头不同区域的第二相析出物形貌及分布情况。图 3 (a) 显示母材基体上存在有少量的析出物,呈圆形、椭圆形或者细长状。图 3 (b) 为补焊接头焊核区的第二相形貌。从图中可以看出焊核区的第二相析出物非常多,主要呈点状分布于细小等轴晶晶界。这主要是由于匙孔型缺陷处熔焊填充物位于晶界的粗大第二相析出物在搅拌头作用下发生了不同程度的破碎和细化,并且弥散分布于焊核区。同时由于 2219 铝合金搅拌摩擦焊接时焊核区的温度高达



(a) 手工熔焊填充后接头 (b) 搅拌摩擦补焊后接头

图1 匙孔型缺陷熔焊填充后及搅拌摩擦补焊接头宏观组织

Fig.1 Macrostructure of the joint after fusion filling and friction stir repaired welding

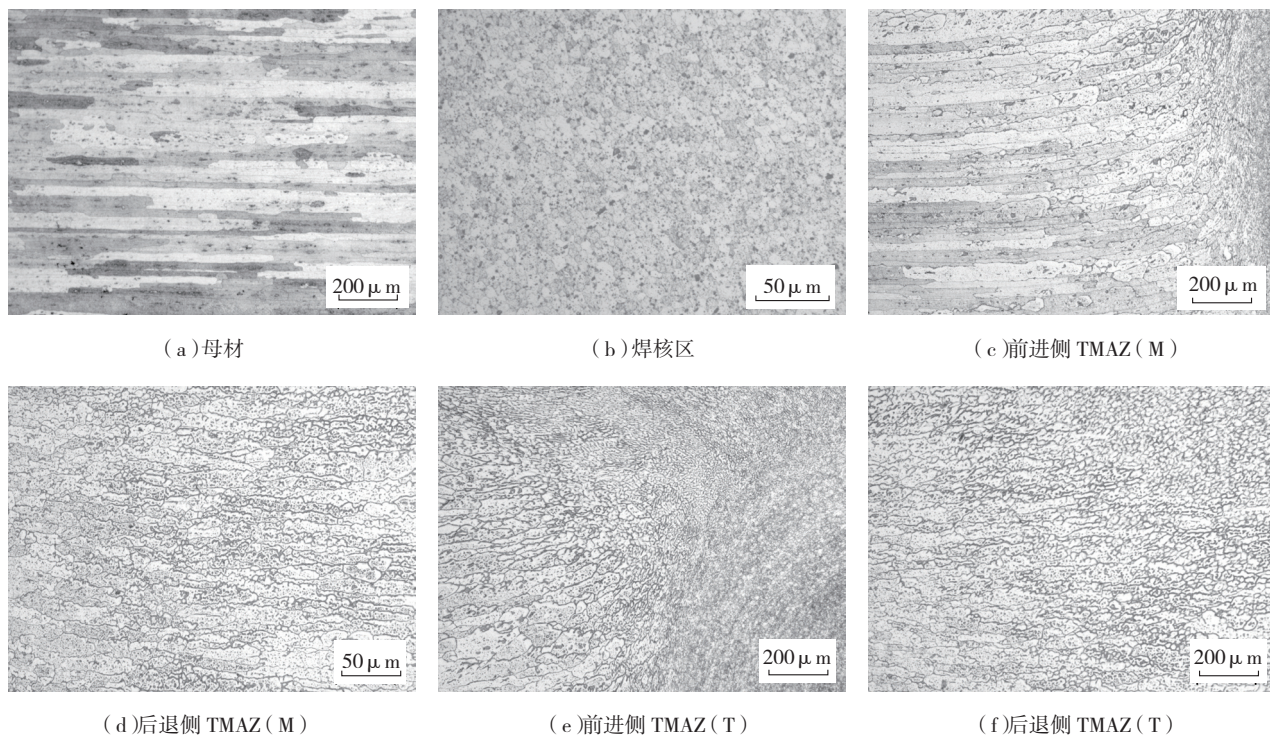


图2 匙孔型缺陷补焊接头微观组织形貌 (M: 焊缝中部; T: 焊缝上部)

Fig.2 Microstructure of the repaired joint of the keyhole defect

480~500℃,超过了第二相析出物的溶解温度,因此部分第二相将固溶到基体中,起到部分固溶强化的作用^[7-8]。从图3(c)可以看出热机影响区的第二相析出物发生了明显的粗化长大,主要呈连续网状结构分布于晶界以及粗大点状分布于晶内。图3(d)为热影响区的第二相析出物形貌。从图中可以看出热影响区的第二相析出物以长大为主,呈粗大线条状分布于晶界,但没有形成连续网状结构,同时有大量细小点状析出物分布于晶粒内部。这主要是由于该区域在进行熔焊填充和搅拌摩擦补焊时受到过多的热影响,使得位于基体中的细小强化相脱溶粗化长大,出现过时效引起的。

综上所述可以发现,热影响区和热机影响区的第二相析出物粗化长大,甚至呈网状结构分布于晶界,将大大降低焊接接头的塑性。因此从二次相析出物形貌及分布,也可以看出热影响区和热机影响区是整个补焊接头的薄弱环节。

2.3 补焊接头显微硬度分析

图4为匙孔型缺陷补焊接头与未补焊搅拌摩擦焊接头的显微硬度分布趋势及对比结果。从图中可以看出两者的显微硬度分布趋势一致,近似为W型。母材显微硬

度最高,跨入热影响区后显微硬度逐渐降低,在热机影响区附近降到最低,然后在焊核区域内又上升,但显微硬度值不会超过母材硬度。从已有研究成果看,焊接接头不同区域的微观组织形貌与第二相析出物形貌、尺寸以及分布趋势对接头显微硬度分布趋势有很大的

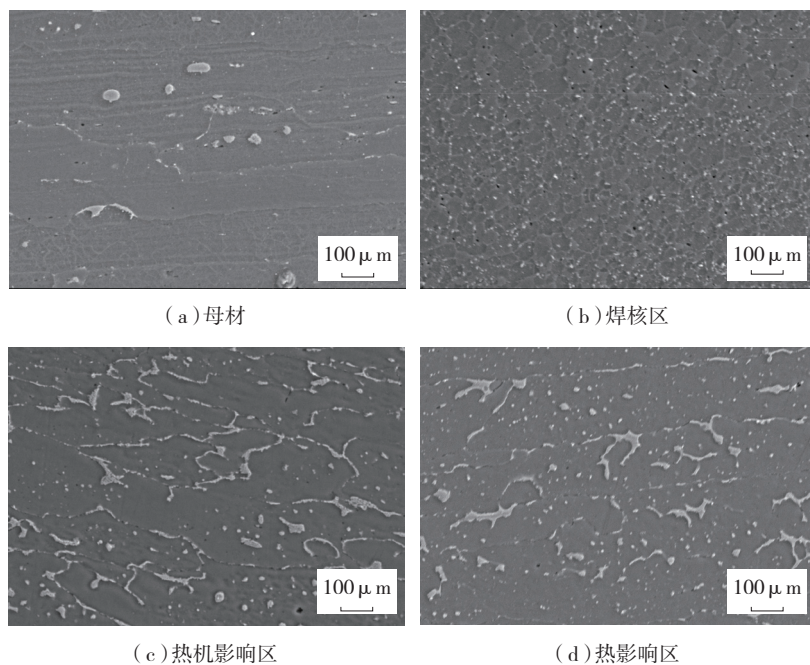


图3 补焊接头第二相析出物形貌 (SEM)

Fig.3 SEM of the precipitated phase of the repaired joint

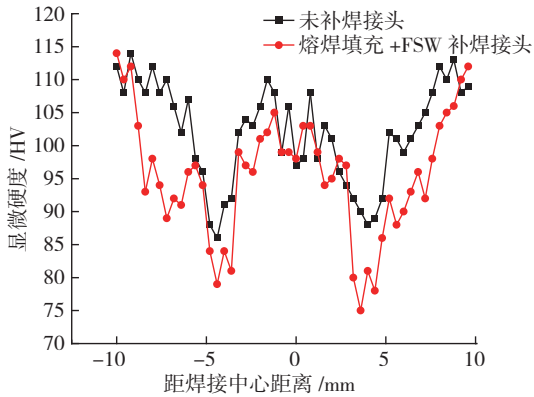


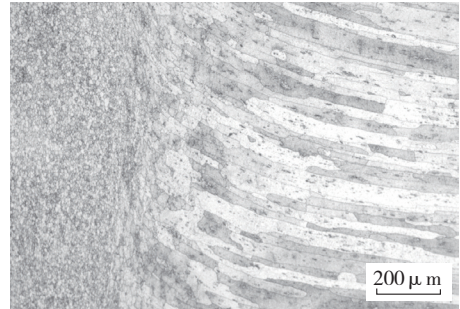
图4 补焊接头与未补焊接头显微硬度分布
Fig.4 Microhardness distributions of the repaired and non-repaired joints

影响^[9-11]。补焊接头的HAZ、TMAZ区域由于受到熔焊填充时的电弧热影响以及搅拌摩擦补焊时的热影响,该区域晶粒明显粗化长大,甚至在补焊接头中残留有熔焊柱状晶或树枝状晶粒。同时上述区域分布于基体中的细小强化相脱溶长大,呈粗大网状结构分布于晶界,出现了过时效现象,从而引起接头软化。因此整个补焊接头热影响区与热机影响区的显微硬度较低。而焊核区由于晶粒细化、第二相析出物的弥散分布以及部分第二相析出物的溶解引起的固溶强化作用,使得焊核区的显微硬度并没有降低太多。

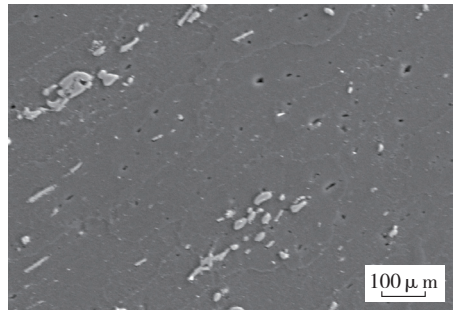
与补焊接头相比,未经补焊的搅拌摩擦焊接头的热影响区和热机影响区显微硬度明显要高一些。这与未补焊接头的热机影响区组织形貌以及二次相析出形貌是密不可分的。从图5(a)可以看出未补焊接头的热机影响区晶粒弯曲而狭长,与母材呈一定的角度,但并未改变母材的板条状形状。图5(b)显示热机影响区的第二相析出物并未发生明显长大,析出物数量也比较少,接头软化程度较低。因此通过未补焊接头的热机影响区的组织形貌和第二相析出物形貌,可以明显地解释上述对比结果。

2.4 补焊接头拉伸性能分析

表3为2219铝合金搅拌摩擦焊缝匙孔型缺陷补焊接头与未补焊接头的拉伸性能结果。从表中可以看出补焊接头的抗拉强度平均值为288.3MPa,接头抗拉强度系数为65.53%,延伸率为5.5%。从拉伸性能结果来看,试样全部断裂在位于前进侧或后退侧的热机影响区附近,拉伸试样的断裂面和焊接接头横截面呈45°,与接头显微硬度观测到的结果是一致的。与未补焊接头相比,无论是抗拉强度还是延伸率均有一定程度的降低。这主要是由于补焊接头热机影响区和热影响区受到了较大程度的热循环影响,组织发生粗化长大,加大了过渡区域组织的不连续性,同时上述区域附近发生过时效



(a) 热机影响区组织



(b) 第二相析出物形貌

图5 未补焊搅拌摩擦焊接头热机影响区组织及第二相析出物形貌
Fig.5 Microstructure and precipitated phase for the TMAZ of the non-repaired joint

表3 匙孔型缺陷补焊接头拉伸性能

试样类别	编号	抗拉强度 /MPa	延伸率 /%	抗拉强度平均值 /MPa 和延伸率平均值 /%	强度系数 /%
补焊接头	1	290	6.0	288.3 和 5.5	65.53
	2	280	5.5		
	3	295	5.0		
未补焊搅拌摩擦焊接头	1	335	7.5	338.3 和 8.0	76.89
	2	340	8.5		
	3	340	8.0		

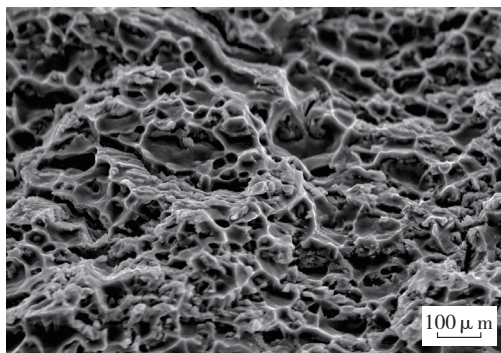
现象,造成接头软化。

2.5 补焊接头拉伸断口微观分析

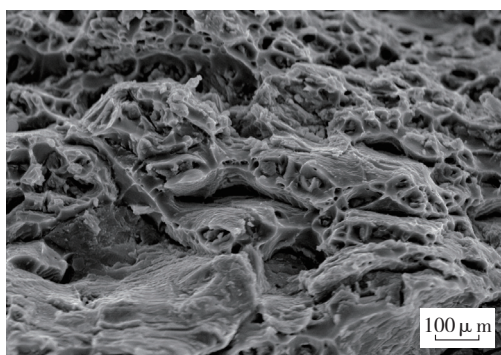
图6为补焊接头拉伸试样断裂横截面上位于焊核区和热影响区附近的断口形貌。从图6(a)可以看出焊核区断口上存在大量的韧窝结构和撕裂棱,并且在韧窝内部含有第二相粒子。因此焊核区断裂机理为韧性断裂。图6(b)显示热影响区域断口表面起伏较大,存在粗大网状结构第二相析出物断裂后留下的断面,塑性变形量不大,呈明显的铸态组织断口。补焊接头混合断口形貌与接头不同部位的组织形貌、第二相析出物形貌及其分布趋势是一致的。

3 结论

(1) 补焊接头展现出复杂的组织形貌: 焊核区呈细



(a) 焊核区



(b) 热机影响区 / 热影响区

图6 补焊接头拉伸断裂试样不同区域的断口形貌

Fig.6 Fracture morphology of different areas for the repaired joint

小的再结晶等轴晶粒；补焊接头受热影响范围程度比较大，热机影响区组织发生粗化长大，甚至残留熔焊柱状晶或树枝状晶粒。

(2) 补焊接头第二相析出物分析结果得出：第二相析出物呈细小点状弥散分布于焊核区；热影响区 / 热机影响区域第二相析出物粗化长大，甚至呈网状结构分布于晶界，大大降低焊接接头的塑性。

(3) 补焊接头显微硬度测试结果显示，母材区硬度值最高，焊核区硬度值次之，热影响区 / 热机影响区最低。拉伸性能结果显示，补焊接头抗拉强度系数约为 65.53%，延伸率约为 5.5%。接头均断裂在热影响区附近，这与显微硬度测试结果相吻合。

(4) 补焊接头断口呈现出韧性断裂与铸态组织脆性断裂的混合断口形貌。

(5) 搅拌摩擦焊缝匙孔型缺陷补焊接头的微观组织、第二相析出物以及力学性能测试结果可以看出：采用熔焊填充 + 搅拌摩擦补焊复合工艺进行匙孔型缺陷修补是切实可行的。

参考文献

- [1] Mishra R S, Ma Z Y. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering*, 2005, 50: 1-78.
[2] Zhang H, Lin S B, Wu L, et al. Current progress and prospect of

friction stir welding. *Transactions of the China Welding Institution*, 2003, 24(3): 75-79.

[3] Johnsen M R. Friction stir welding takes off at Boeing. *Welding Journal*, 1999, 78(2): 35-39.

[4] 封小松,徐萌,钱纪红. 载人航天器结构件 FSW 制造工艺及应用. *载人航天*, 2011, 1:52-57.

[5] 赵衍华,林三宝,吴林. 2014 铝合金搅拌摩擦焊接头缺陷分析. *焊接*, 2005(7):9-12.

[6] 刘会杰,潘庆,孔庆伟,等. 搅拌摩擦焊焊接缺陷的研究. *焊接*, 2007(2): 58-62.

[7] 张平,李奇,赵军军. 7A52 铝合金搅拌摩擦焊焊缝第二相分析及微区电位测试. *焊接学报*, 2011, 32(8): 42-45.

[8] Lacroix L, Ressler L, Blanc C, et al. Statistical study of the corrosion behavior of Al2CuMg intermetallics in AA2024-T351 by SKPFM. *Journal of the Electrochemical Society*, 2008, 155(1): C8-C15.

[9] 乔及森,余江瑞,苟宁年,等. 微观组织对 2A12 铝合金熔焊接头力学性能的影响. *焊接学报*, 2011, 32(9):5-10.

[10] Jones M J, Heurtier P, Desrayaud C, et al. Correlation between microstructure and microhardness in a friction stir welded 2024 aluminium alloy. *Scripta Materialia*, 2005, 52(8): 693-697.

[11] Xu L H, Tian Z L, Peng Y. Effect of microstructure on impact toughness of high strength aluminium alloy welds. *Journal of Mechanical Engineering*, 2009, 45(7): 108-113.

(责编 亿霖)

(上接第 82 页)

[8] 邓将华,李春峰,于海平,等. 电磁铆接技术. *锻压技术*, 2010, 35(3):1-6.

[9] 刘平,李原,张开富,等. 压铆过程阶段划分与压铆力计算. *机械科学与技术*, 2009, 28(4):514-516, 521.

[10] 谢涛,齐海群,张俊. 超声振动拉丝试验研究. *中国机械工程*, 2006, 17(3):224-226.

[11] Huang J C, Huang Z H. Superimposed ultrasonic vibration on hot upsetting of aluminum alloy. *Ultrasonics*, 2005, 43(8):692-698.

[12] Tsujino J, Ueoka T, Itoh H. Ultrasonic vibration bending of mental plate specimens. *Yokohama: Ultrasonics Symposium*, 1989.

[13] 温彤,陈霞. 超声振动对轻合金塑性压缩变形过程的影响. *机械科学与技术*, 2013, 32(2):221-224.

[14] 张云电. *超声加工及其应用*. 北京: 国防工业出版社, 1995.

[15] Dampilon V G, Shamin A N. Ultrasonic oscillations and wire drawing. *Stal*, 2003(4): 54-55.

[16] Pasierb P, Vonjnar A. An experimental investigation of deep drawing and drawing processes of thin-walled products with utilization of ultrasonic vibration. *Materials Processing Technology*, 1992, 34(1-4): 62-68.

[17] 王哲,李新和,刘舜尧,等. 超声振动对材料流变行为的影响机制. *塑料工程学报*, 2012, 19(2):38-42.

[18] 石亦平. *ABAQUS 有限元分析实例详解*. 北京: 机械工业出版社, 2010.

[19] 刘春来,王晓林,程靳,等. 超声波拉伸装置的研制. *材料科学与工艺*, 1994, 2(2):70-74.

[20] 魏丽. 超声振动对 AZ31 镁合金室温塑性变形过程的影响 [D]. 重庆: 重庆大学, 2010.

(责编 深蓝)