

铝/钛异种合金回填式搅拌摩擦点焊接头的微观组织与力学性能

宋奎晶, 吕 磊, 罗俊睿, 刘鑫泉, 季雨凯, 钟志宏, 王国平

(合肥工业大学 材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230009)

摘要: 采用回填式搅拌摩擦点焊对厚度均为 2 mm 的 5A02-O 铝合金和 TC4 钛合金板材进行焊接。改变停留时间和回填速度, 研究工艺参数对接头微观组织和力学性能的影响。结果表明, 在选定工艺范围内(搅拌头旋转速度 2000 r·min⁻¹, 搅拌套扎入深度 1.9 mm), 采用无螺纹搅拌头获得焊点成形良好, 铝合金侧搅拌区晶粒细小, 热影响区晶粒长大有限, 停留时间 6 s 时获得界面原子扩散距离约 2 μm。随着回填速度提高, 接头承载载荷总体呈现上升趋势, 界面反应层变薄, 晶粒更细。回填速度为 0.5 mm/s, 停留时间为 6 s 时获得接头拉剪载荷最低为 4861 N, 呈现纽扣断裂模式; 回填速度为 1.5 mm/s, 停留时间为 6 s 时获得接头拉剪载荷最高为 6617 N, 拉剪后断面较为平整, 呈现为界面断裂模式, 微观断口由韧窝组成。

关键词: 异种合金; 回填式搅拌摩擦点焊; 显微组织; 力学性能; 金属间化合物

中图法分类号: TG456.9

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)05-1789-08

铝/钛异种轻质金属复合结构在航空航天、船舶、汽车等领域有着广泛的应用前景, 其中点焊连接是加工制造铝/钛薄壁结构的重要工艺之一。由于铝/钛异种合金熔点、线膨胀系数、力学性能、化学活性差异悬殊, 因此需解决以上热物性差异大以及界面反应调控难等问题, 开发高可靠、高稳定性的点焊连接工艺。电阻点焊连接钛/铝伴随着焊核飞溅、焊接应力与变形、焊点内部缺陷、界面脆性金属间化合物(intermetallic compound, IMC) 相过量等问题^[1,2]。回填式搅拌摩擦点焊(refill friction stir spot welding, RFSSW) 是由德国亥姆霍兹吉斯塔赫特研究中心(HZG) 在搅拌摩擦焊技术基础上提出的一种固相点焊连接工艺, 温度低, 变形小, 工艺稳定, 焊点组织致密, 力学性能和可控性优于电阻点焊^[3-6]。

RFSSW 原理如图 1 所示, 采用分离式搅拌头, 由内到外可分为搅拌针、搅拌套以及压紧环 3 个部分。

焊接过程包含: (1) 预热, 搅拌头沿着轴线向下运动并到达工件表面位置, 搅拌套以较大压力固定工件防止工件偏移, 与此同时搅拌针和搅拌套开始旋转。(2) 下扎, 搅拌套以一定速度扎入工件, 搅拌针以相匹配的速度向上远离工件表面。(3) 停留, 搅拌套达到指定深度后, 搅拌针和搅拌套在该位置继续旋转一定时间。(4) 回填, 搅拌套以一定速度回抽, 搅拌针

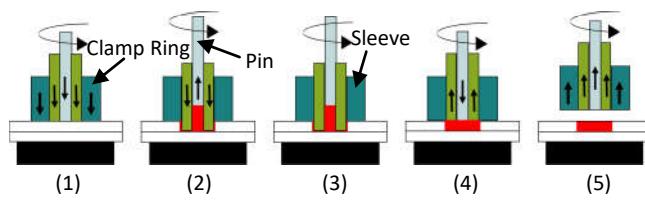


图 1 点焊过程示意图

Fig.1 Schematic of RFSSW process

以相匹配的速度向下运动压缩高温塑性材料, 回填搅拌套回抽过程中产生的空腔。(5) 抽离, 搅拌头回到安全距离。

目前已有大量关于铝合金、镁合金以及铝/镁、铝/钢、铝/铜、铝/钛等异种材料的 RFSSW 工艺研究报告^[7-14]。其中, 德国 HZG^[13]采用带有螺纹特征的搅拌套和搅拌针对 2 mm 厚 AA5754/2.5 mm 厚 Ti6Al4V 异种合金 RFSSW 连接进行了系统研究, 当旋转速度为 2000 r·min⁻¹, 扎入深度为 1.8 mm, 停留时间为 0, 2, 5 s 时, 焊点拉剪载荷依次为 0, 7400, 5700 N, 测量焊点峰值约为 530 °C, 高温停留时间为 2, 5, 8 和 10 s 时, 界面 TiAl₃ 层厚度为 0.32, 1.23, 2.2 和 2.9 μm。相比而言, 纯钛/纯铝扩散偶在 550 °C 保温 1.5 和 16 h 的界面 TiAl₃ 层厚度为 0.5 和 10.8 μm^[15]。由此可见, 摆擦焊接头的原子扩散和界面反应更加剧烈, 脆性相

收稿日期: 2021-08-31

基金项目: 国家自然科学基金 (51905143)

作者简介: 宋奎晶, 女, 1986 年生, 博士, 副研究员, 合肥工业大学材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230009, E-mail: songkuijing@hfut.edu.cn

演变的动力学过程与平衡态相比具有显著差异。邹阳帆等^[16]研究了 2 和 8 mm 不等厚 2219 铝合金板的 RFSSW 连接, 发现在不同的焊接参数下接头存在塞型、剪切以及塞型-剪切 3 种断裂模式, 其中塞型-界面断裂模式力学性能最优, 焊点最大承载达到 7924 N。陈玉华等^[17]添加 0.05 mm 的 Zn 箔片对厚度为 3 mm 的 2A12 铝合金和 TC4 钛合金板进行搅拌摩擦对接焊。结果表明, Zn 箔片能一定程度上减少焊缝中的 Ti 颗粒以及脆硬的 Ti-Al 金属间化合物, 在焊速为 75 mm/min、旋转速度为 375 r·min⁻¹ 时, 接头抗拉强度达到最大值 273.3 MPa, 为铝合金母材的 56.7%。

目前, 国内关于铝/钛异种合金 RFSSW 工艺的研究还很少, 对于工业化应用的支撑数据不足。本研究以 5A02 铝合金和 TC4 钛合金 RFSSW 为对象, 探究不同的停留时间和回填速度对焊接接头微观组织和力学性能的影响, 为工程化应用提供一定的借鉴。

1 实验

5A02-O 铝合金/TC4 退火态钛合金板材尺寸均为 80 mm×25 mm×2 mm, 搭接面积为 25 mm×25 mm, 焊点位于搭接区域中心, 如图 2a 所示。母材化学成分如表 1 所示。搅拌头材料为 SKD61 模具钢, 分离式搅拌针、搅拌套和压紧环的外径尺寸分别为 5.3, 9.0 和 18.0 mm, 采用间隙装配。其中, 搅拌针、搅拌套侧面光滑无螺纹, 端面采用磨床磨平, 不倒角。

本研究在哈尔滨工业大学(威海)搅拌摩擦点焊机上开展试验。采用固定旋转速度 2000 r·min⁻¹、扎入速度 1 mm/s、搅拌套扎入深度 1.9 mm, 研究停留时间和回填速度对接头承载性能的影响, 回填补偿设置为 0.1 mm。焊接工艺参数如表 2 所示。

在焊点中心处采用电火花线切割机取样并进行打磨抛光, 使用 Keller 试剂(2 mL HF, 3 mL HCl, 5 mL

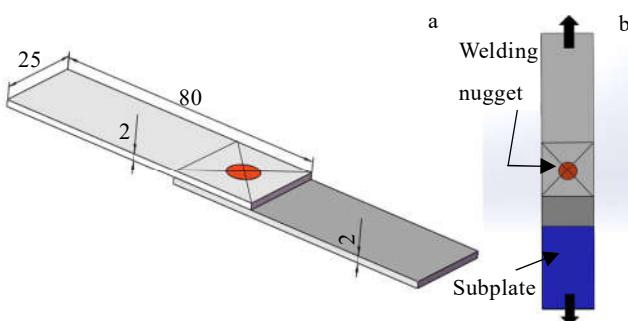


图 2 搭接点焊试样和拉剪试验示意图

Fig.2 Schematic of lap welding (mm) (a) and tensile/shear test (b)

表 1 母材化学成分

Table 1 Chemical composition of base materials (ω/%)

Element	Al	Mg	V	Fe	Mn	Ti
5A02	Bal.	2.15	0.009	0.35	0.063	0.031
TC4	6.33	-	4.18	0.17	0.011	Bal.

表 2 焊接工艺参数

Table 2 Parameters of RFSSW processing

Sample No.	Dwell time, t/s	Refilling rate, v/mm·s ⁻¹
1#	2	1.5
2#	4	1.5
3#	6	1.5
4#	2	1
5#	4	1
6#	6	1
7#	2	0.5
8#	4	0.5
9#	6	0.5

HNO₃, 190 mL H₂O) 进行金相腐蚀, 采用 Zeiss Axio Observer 光学金相显微镜进行接头显微组织观察。采用蔡司 Sigma 热场发射扫描电子显微镜(Zeiss Gemini 500) 并结合 Oxford Inca Energy 350 能谱仪对界面处特定区域进行观察和成分分析。采用 Shimadzu 万能材料试验机对每组工艺获得的 3 组接头进行拉剪测试, 加载速率为 1 mm/min。为防止拉剪过程中产生附加弯矩, 在试样上下方分别补偿垫板, 如图 2b 所示。采用钨灯丝扫描电子显微镜(JSM-6490LV) 对拉剪断口进行观察, 以分析接头断裂机制。拉剪试验后, 采用 X 射线衍射仪(Rigaku D/MAX2500VL/PC) 进行断口物相检测。

2 结果与分析

2.1 焊点成形形貌和微观组织

图 3 为典型焊点横截面形貌。如图所示, 焊点成形较好, 搅拌头退出线位置及内部均未发现孔洞、未充分回填等明显的焊点成形缺陷。钛/铝连接界面较为平直, 未产生明显的 Hook 缺陷。Badarinarayan 等^[18]认为搅拌摩擦焊或点焊搭接界面位置的 Hook 是由于搅拌针扎入下板时, 界面向上弯曲材料向上板流动引起。由于钛合金流变抗力较高, 所以搅拌套向下旋转挤压并未造成钛合金发生明显的塑性挠曲变形。焊点铝合金侧微观组织关于焊点中心对称分布, 由内到外可依次划分为搅拌区(SZ), 热机影响区(TMAZ), 热影响区(HAZ), 母材(BM)。搅拌工具作用得到的搅拌区微观组织最为细小, 该区域由于直接受到搅拌工具的剧烈搅拌作用, 材料受到较大的摩擦热以及较大的塑性变形, 经历了动态再结晶, 形成了细小的

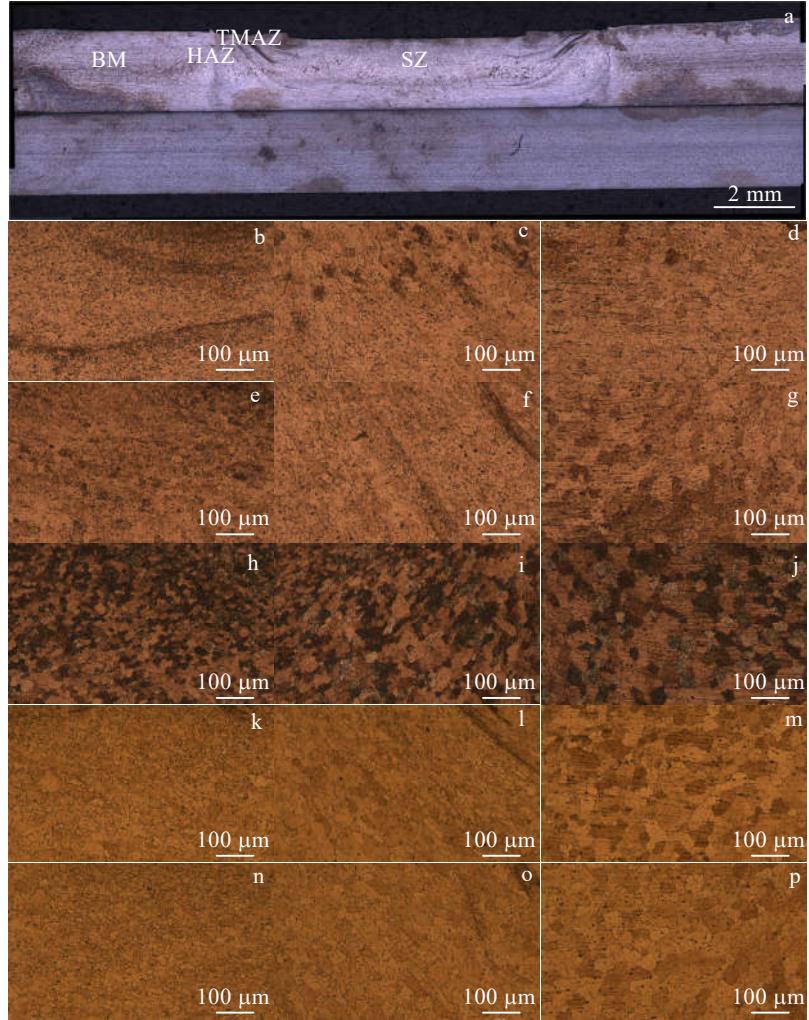


图 3 RFSSW 接头横截面金相照片

Fig.3 Cross-sectional metallographs of RFSSW joints: (a) macrostructure of 1#, (b~d) SZ, TMAZ, HAZ of 1#, (e~g) SZ, TMAZ, HAZ of 3#, (h~j) SZ, TMAZ, HAZ of 6#, and (k~p) SZ, TMAZ, HAZ of 9#

等轴晶组织。从图 3b 可以看到铝合金内部产生了塑性流变条带, 说明铝合金绕着搅拌头产生了环向剪切流动; 该流变条带也体现了晶粒变形状态, 即引起焊点内形成复杂动态再结晶组织。在铝合金板的厚度方向, 塑性流变呈现梯度分布, 越靠近界面位置, 材料塑性流变越弱。当热输入不足时, 铝合金底部容易产生内部孔洞或隧道缺陷, 并造成界面原子扩散和冶金反应不充分, 使得搭接界面连接不良, 无法形成有效可承载焊点。在热机影响区, 晶粒呈现沿着金属流动方向拉长的现象, 这是因为该区域经历较弱的加热和机械搅拌作用, 仅发生部分或者不完全动态再结晶。热影响区被加热, 发生一定程度的晶粒长大。

2.2 停留时间对接头显微组织的影响

停留时间作为影响接头质量的一个重要因素, 直接决定了焊接热输入大小。通过对比图 3 中 1#、2# 和 3# 接头, 可以明显发现停留时间对接头显微组织具有

较大的影响, 当停留时间增大时, 焊点对应区域晶粒尺寸呈现变小趋势, 当停留时间为 6 s 时, 搅拌区晶粒相对最为细小。这主要是由于搅拌摩擦点焊温度一般在搅拌头达到预定扎入深度后达到最大值, 在停留阶段温度缓慢小幅度上升达到稳态。随着停留时间的增加, 材料的流变应力变得较低, 受到搅拌头剧烈的搅拌作用, 晶粒发生动态再结晶^[19]。根据动态再结晶动力学, 累积塑性应变越大, 时间越长, 动态再结晶分数更大, 最终晶粒平均尺寸更小。

图 4 为 9#连接界面不同区域的形貌。可以看出整体上连接界面较为平直, 搅拌针外侧和搅拌套作用区界面塑性变形相对较明显, 但 IMC 反应层极薄, 厚度约为 0.35 μm。

图 5 为沿图 4 不同区域标识线的 EDS 元素线扫描分析结果。由于各区域热塑性变形不同, 原子互扩散程度也随之变化。由于钛合金侧并未达到其热塑性变

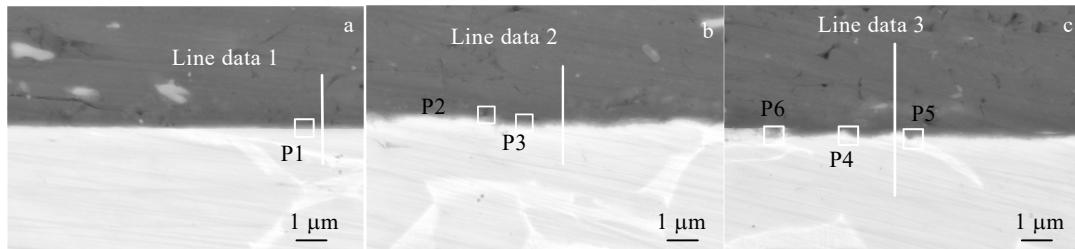


图 4 9#接头界面形貌

Fig.4 Interface morphology of 9# bonded joint: (a) the center of pin, (b) the left of pin, and (c) the left of sleeve

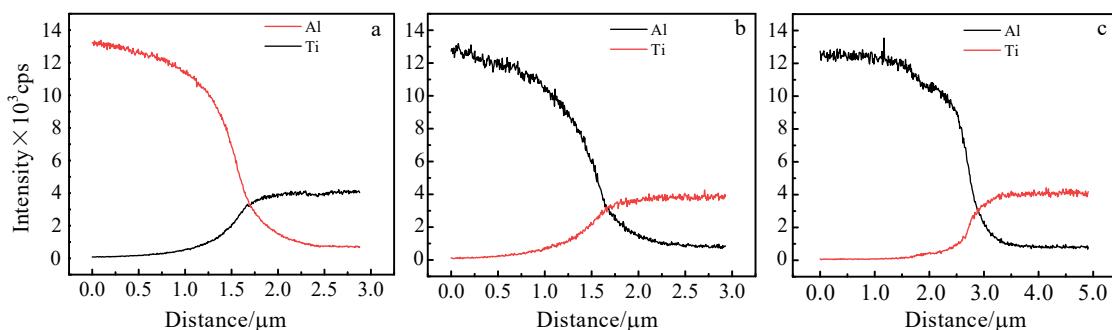


图 5 沿图 4 中 9#连接界面标识线的元素 EDS 线扫描分析

Fig.5 ESD elemental line scan across line marked in Fig.4 for 9# bonding interface: (a) the center of pin, (b) the left of pin, and (c) the left of sleeve

形温度（一般为 β 相变点以上），因此，Al 原子向 Ti 侧迁移和扩散相对更迅速，其扩散距离相比 Ti 原子更远，前者约为 $2 \mu\text{m}$ ，后者约为 $1.4 \mu\text{m}$ 。

利用 EDS 对 9#接头进一步分析其界面成分和相组成，结果如表 3 所示。

通过成分初步对界面反应产物进行标定，结果表明，界面上可能产生了 TiAl_3 和 TiAl 反应相。该结果与 Plaine 等^[13]的研究结论一致，符合 Ti/Al 界面反应的热力学规律，即在界面温度处于 $500\sim600^\circ\text{C}$ 区间， TiAl 和 TiAl_3 反应均满足体系自由能降低条件。在 RFSSW 焊点的成形周期内，铝合金热塑性变形较为剧烈，为原子互

扩散提供更多的原子扩散通道，从而在动力学上促进原子扩散和界面反应。

图 6 为 1#试样连接界面不同区域的形貌。由于回填速度更快，停留时间短，焊接热输入减小，界面 IMC 层明显，但依然很薄，厚度约为 $0.35 \mu\text{m}$ ，在整个界面上几乎连续分布。搅拌套作用区 IMC 层与铝基体之间在受力作用下因热膨胀系数不同而产生微裂纹。图 7 为沿图 6 不同区域标识线的 EDS 元素线扫描分析结果。仍可以看出，Al 原子向 Ti 侧迁移和扩散相对更迅速，其扩散距离相比 Ti 原子更远，前者约为 $1.2 \mu\text{m}$ ，后者约为 $0.5 \mu\text{m}$ 。

图 8 为接头拉剪断裂后铝合金侧断口的 XRD 图谱，进一步证明，界面上主要生成了 TiAl_3 ，而 TiAl 含量较少，未被检测到。

2.3 回填速度对接头显微组织的影响

回填速度的大小决定了焊点热输入以及冷却速度的大小。通过比较图 3 中 3#、6# 和 9#接头显微组织，可以较为明显地发现，随着回填速度逐渐增大，相同区域晶粒逐渐细化。这是由于回填速度较快时，在停留阶段获得的动态再结晶晶粒经历更短时间高温作用，其长大受到抑制。此外，从 TMAZ 区域微观形貌看出，在本试验工艺范围内，随着搅拌套回填速度增大，塑性流变

表 3 图 4 所示区域 EDS 成分分析

Table 3 EDS composition analysis of zones in Fig.4 (at%)

Zone	Al	Ti	V	Mg	Possible phase
P1	69.7	24.6	0.6	5.1	TiAl_3
P2	71	25.7	0.6	2.7	TiAl_3
P3	45.2	52.4	1.2	1.2	$\text{Ti}_{\text{solution}} + \text{TiAl}$
P4	53.2	40.3	3.3	3.2	$\text{Al}_{\text{solution}} + \text{TiAl}$
P5	57.1	33.2	2.8	6.9	$\text{Al}_{\text{solution}} + \text{TiAl}$
P6	48.3	42.6	4.0	5.1	TiAl

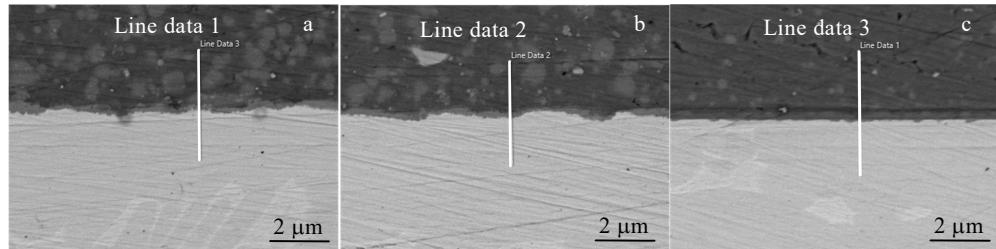


图 6 1#接头界面形貌

Fig.6 Interface morphology of 1# bonded joint: (a) the center of pin, (b) the left of pin, and (c) the left of sleeve

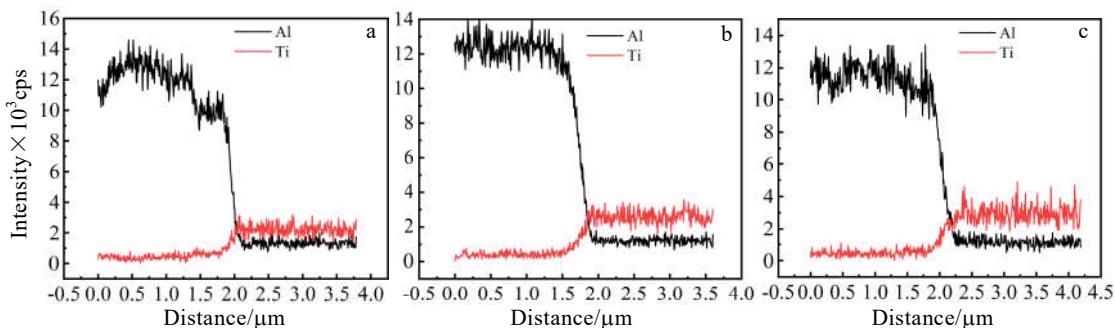


图 7 沿图 6 中 9#连接界面标识线的 EDS 元素线扫描分析

Fig.7 EDS elemental line scan across line marked in Fig.6 for 9# bonding interface: (a) the center of pin, (b) the left of pin, and (c) the left of sleeve

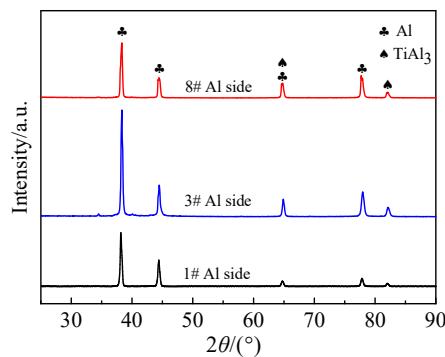


图 8 接头拉剪断裂在铝合金侧断口 XRD 图谱

Fig.8 XRD patterns of fractured surface on Al alloy side for bonding interfaces

带消失，这可能是由于回填阶段铝合金冷却，使得其变形抗力增加，回填过程中的塑性流变有一定减弱引起。在研究范围内，焊点回填均较充分，最终焊点内部未出现明显的孔洞或隧道缺陷。

2.4 拉伸剪切性能

图 9 为点焊接头的拉剪载荷与焊接参数之间的关系。回填速度为 0.5 mm/s，停留时间为 6 s 时获得接头拉剪载荷最低为 4861 N，通过比较看出，回填速度 1.5 mm/s、停留时间 6 s 时点焊接头具有最大承载能力 6617 N。接

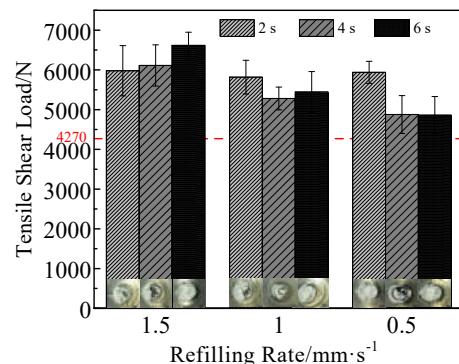


图 9 不同工艺参数接头的拉剪承载性能

Fig.9 Tensile shear load of bonded joint obtained under different parameters

头拉剪强度通过拉剪载荷与焊点有效承载面积（搅拌套外径 9.0 mm）的比值计算，最大抗拉剪强度为 104 MPa，约为 5A02-O 母材抗拉强度（230 MPa）的 45.2%。当回填速度为 1.5 mm/s 时，随着停留时间从 2 s 增加到 6 s，焊点承载性能逐步提升。这说明一定程度的界面扩散和界面反应有利于提高连接界面的承载性能^[20]。此外，如图 3 所示，3#接头焊核区晶粒组织较为细小，在相同面积的焊接区域中晶界数量较多，位错滑移时的阻力就越大，因此裂纹扩展难度越大，接头强度越高。随着回填

速率的降低，焊点抗拉剪强度整体呈现下降的趋势。这可能是因为慢速回填造成动态再结晶晶粒长大，在金属回填过程时，由于材料温度较高引起了不规则流动，甚至与搅拌头粘连，从而导致焊点材料缺损带来内部孔洞缺陷。在所研究工艺范围内，界面 IMC 层较薄，因此，其对连接性能的影响不突出，断裂模式几乎全部为界面断裂。焊点承载性能满足航空航天应用电阻焊接规范 ANSI/AWSD17.2/D17.2M-2013 要求^[21]。

图 10 为 3#接头在拉剪断裂后铝侧断口形貌。宏观断口较为平整，整体呈现出界面断裂模式。在搅拌套作

用区域，局部断口凹凸不平，这是由于焊点的有效承载出现在铝合金板和钛合金板的冶金结合区，当焊点承受拉剪载荷时，在焊点周围楔形尖端出现应力集中，该位置萌生了裂纹，由于搅拌套作用区塑性变形程度最大，结合最紧密，因此，当裂纹在搅拌套作用区域扩展时，形成阶梯状撕裂棱。随后裂纹向焊点内部扩展，由于该位置铝合金动态再结晶晶粒更细小，界面反应层更薄，具有充分的冶金结合，因此在搅拌针作用区域出现细小的等轴状韧窝。

图 11 为 8#接头拉剪之后铝侧断口形貌。从宏观形

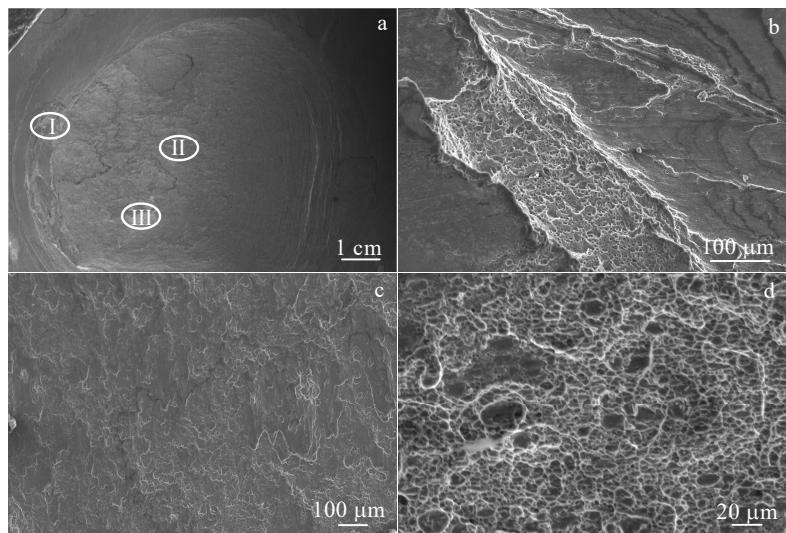


图 10 3#接头铝侧断口形貌

Fig.10 SEM images of fracture surface for 3# bonded joint: (a) at low magnification, (b) region I, (c) region II, and (d) region III at high magnification

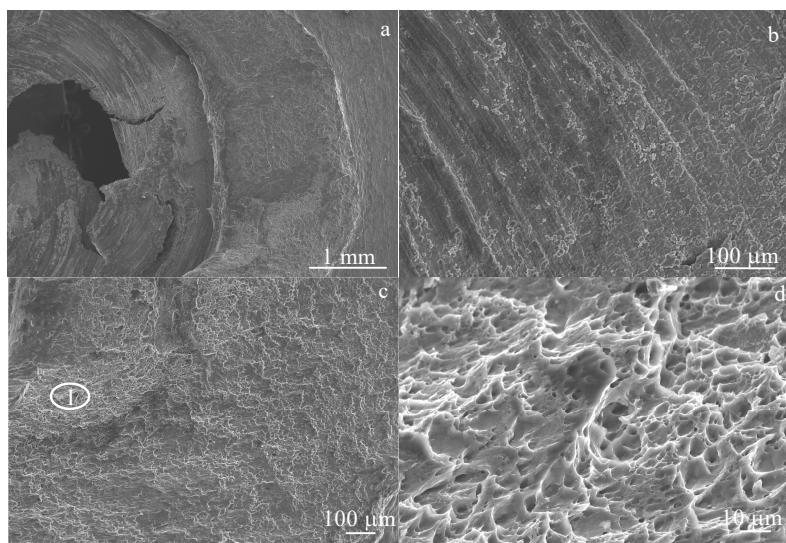


图 11 8#接头铝侧断口形貌

Fig.11 SEM images of fracture surface for 8# bonded joint: (a) at low magnification, (b) pin region, (c) sleeve region, and (d) magnified view of region I

貌图片(图11a)看出, 焊点发生纽扣断裂, 与3#接头断口形貌相比, 断面凹凸不平。由于回填速度较慢, 热塑性的铝合金材料与搅拌针发生粘连, 导致部分焊点材料缺失, 因此, 裂纹在铝合金焊点侧扩展直至完全断裂, 断裂之前裂纹并未完全穿透上部铝合金。图11b为搅拌针作用区域靠近界面位置的断口形貌, 裂纹在缺口端萌生后, 沿着搅拌套作用区的连接界面扩展至该区域。该区域的剪切断口表现为脆性断裂特征, 断面由数量众多的平滑解理面以及撕裂棱和解理台阶组成, 塑性较差。图11c为搅拌套作用区域的界面断口, 由于搅拌套作用区域连接相对紧密, 裂纹在搅拌套外侧缺口处萌生, 沿着该处界面层向内侧扩展, 穿过搅拌针作用界面以及铝侧焊点直至完全断裂。由于该区域线速度较大, 热输入相对较高, 发生良好的冶金反应, 断面上出现大量细小的等轴状的拉长剪切韧窝, 如图11d所示。同时, 在退出线位置裂纹扩展方向发生偏转, 说明搅拌套底部的退出线也是薄弱位置。

3 结 论

1) 铝合金焊点横截面可以分为4个微观结构区域: BM, HAZ, TMAZ, SZ。搅拌区由于发生动态再结晶, 生成了细小的等轴晶。延长停留时间和提高回填速度, 同一焊接区域晶粒尺寸减小。

2) 焊点不同区域的界面原子扩散距离不同, Al原子扩散层较Ti原子更宽。当回填速度为1.5 mm/s, 停留时间为2 s时, 界面Al原子扩散层厚度约为1.2 μm, Ti原子扩散层厚度约为0.5 μm; 当回填速度为0.5 mm/s, 停留时间为6 s时, 界面Al原子扩散层厚度约为2 μm, Ti原子扩散层厚度为1.4 μm。

3) 提高回填速度, 接头拉剪承载性能逐渐提高。当回填速度为0.5 mm/s, 停留时间为6 s时, 接头拉剪载荷最低为4861 N。当回填速度为1.5 mm/s, 停留时间为6 s时, 接头拉剪载荷最高达6617 N, 焊点强度为铝合金母材抗拉强度的45.2%。在所研究工艺范围内, 界面IMC层较薄, 因此, 其对连接性能的影响不突出, 焊接接头断裂形式主要为界面断裂。

参考文献 References

- [1] Liu Hao(刘浩), Chen Yuhua(陈玉华), Ji Di(季迪) et al. *Journal of Netshape Forming Engineering*(精密成型工程)[J], 2019, 11(5): 63
- [2] Cui Junjia(崔俊佳), Dong Dongying(董东营), Wang Qiong(王琼) et al. *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2021, 57(2): 70
- [3] Shen Z K, Yang X Q, Zhang Z H et al. *Materials & Design*[J], 2013, 44: 476
- [4] Dong H G, Chen S, Song Y et al. *Materials & Design*[J], 2016, 94: 457
- [5] Sajed M. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2016, 24: 307
- [6] Cao J Y, Wang M, Kong L et al. *Materials Characterization*[J], 2017, 128: 54
- [7] Lu Zhenyang(卢振洋), Gong Wentao(龚文韬), Chen Shujun(陈树君) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(4): 1267
- [8] Chai P, Hu W, Ji S D et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2019, 28(10): 6174
- [9] Dong Z B, Song Q, Ai X X et al. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2019, 42: 106
- [10] Li P, Chen S, Dong H G et al. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 49: 385
- [11] Zuo Y, Kong L, Liu Z et al. *Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2020, 73(12): 2975
- [12] Vacchi G S, Plaine A H, Silva R et al. *Materials & Design*[J], 2017, 131: 127
- [13] Plaine A H, Suhuddin U F H, Alcantara N G et al. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2017, 92(9-12): 3703
- [14] Plaine A H, Suhuddin U F H, Afonso C R M et al. *Materials & Design*[J], 2016, 93: 224
- [15] Liu J P, Su Y Q, Xu Y J et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2011, 40(5): 753
- [16] Zou Yangfan(邹阳帆), Wang Feifan(王非凡), Li Wenya(李文亚) et al. *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2020, 56(6): 176
- [17] Zhang Xin(张鑫), Chen Yuhua(陈玉华), Wang Shanlin(王善林) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(1): 247
- [18] Badarinarayanan H, Shi Y, Li X et al. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2009, 49(11): 814
- [19] Li G, Zhou L, Zhou W et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2019, 8(3): 2613
- [20] Yu M, Zhao H, Jiang Z et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2019, 270: 274
- [21] ANSI/AWS. D17.2/D17.2M-2013[S], 2013

Microstructure and Mechanical Properties of Refill Friction Stir Spot Welded Al/Ti Dissimilar Alloys Joints

Song Kuijing, Lv Lei, Luo Junrui, Liu Xinquan, Ji Yukai, Zhong Zhihong, Wang Guoping

(School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

Abstract: 2 mm thick 5A02 aluminum and TC4 titanium dissimilar alloy plates were bonded by refill friction stir spot welding. The effects of different process parameters on the microstructure and mechanical properties were investigated by changing dwell time and refilling speed. Results show that within the selected process parameters, the sound joints are formed by the unthreaded stirring tool. The fine grains are produced in the stir zone and the grains in the heat affected zone are limited to satisfying extent. The atomic diffusion distance at the interface of the sleeve affected zone is larger than that in the pin affected zone. The atomic diffusion distance at the interface of the joint is about 2 μm when dwell time is 6 s. With the increasing of the refilling speed, the tensile shear load of the joint increases basically. The thickness of interfacial reaction layer decreases and the grains in the joint are refined. The minimum tensile shear load is 4861 N at the refilling speed of 0.5 mm/s and dwell time of 6 s. The pull out fracture morphology is observed and dimples are found locally. When the refilling speed is 1.5 mm/s and dwell time is 6 s, the tensile shear load reaches the maximum of 6617 N. The interface fracture mode is observed while the macroscopic fracture surface is relatively flat. The microscopic fracture is consisted of dimples.

Key words: dissimilar alloys; refill friction stir spot welding; microstructure; mechanical properties; intermetallic compound

Corresponding author: Song Kuijing, Ph. D., Associate Researcher, School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, P. R. China, E-mail: songkuijing@hfut.edu.cn