DOI: 10.3901/JME.2020.12.065

H62 黄铜超薄板微搅拌摩擦焊接热机特征 与接头组织性能研究*

张昌青 秦卓 荣琛 师文辰 王树文 王希靖

(兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室 兰州 730050)

摘要: 铜及铜合金的微连接可在航空技术、电子技术及能源技术等方面广泛应用,但材料的软化温度高、薄板焊缝区塑性金属减少带来的摩擦产热减少、薄板比表面积增大带来的传热速度快等问题,使得微搅拌摩擦焊接(Micro friction stir welding, μ FSW)工艺过程易产生焊接缺陷而不利于接头成形。以 0.6 mm 厚的超薄板 H62 黄铜为研究对象,开展对接焊接试验研究,深入研究不同工艺参数下接头的微观组织、力学性能及断口形貌,进而优化工艺参数;在此基础上,分析该工艺过程中温度、轴向力和横向力的变化规律。研究表明:工艺优化后的焊缝成形良好,接头最大抗拉强度达 370 MPa,约母材(Base metal, BM)的 92.5%;焊缝处的热影响区(Heat affected zone, HAZ)、热机影响区(Thermo-mechanically affected zone, TMAZ)、焊核区(Nugget zone, NZ)存在明显的分界线,且 NZ 在横向和纵向上晶粒形状和尺寸存在不均匀性,NZ 硬度最高约为 155.4 HV(约 BM 的 119.5%),断裂失效易发生在硬度最小的位置(Advancing side of the weld, AS),其失效机理为韧性断裂。在 μ FSW 过程,稳定的轴向力和横向力可提供适当的热输入量以及更好的挤压和搅拌作用,从而得到性能良好的焊缝。通过对高熔点铜及其合金超薄板的搅拌摩擦焊的基础研究,从而为微连接技术的材料推广提供技术支撑。

关键词: H62 黄铜;微搅拌摩擦焊;过程分析;显微组织;抗拉强度

中图分类号: TG456

Thermo-mechanical Characteristics and Microstructure and Properties of Micro-stir Friction Welding of H62 Brass Ultrathin Plate

ZHANG Changqing QIN Zhuo RONG Chen SHI Wenchen
WANG Shuwen WANG Xijing

(State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metal,
Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050)

Abstract: Micro-connections of copper and copper alloys can be widely used in aviation technology, electronic technology and energy technology, but the material has a high softening temperature, a reduction in frictional heat generation due to the reduction of plastic metal in the weld zone of the sheet, and an increase in the specific surface area of the sheet. The problems such as the fast heat transfer speed make the micro friction stir welding(μ FSW) process easy to produce welding defects and are not conducive to joint formation. Using 0.6 mm thick ultra-thin plate H62 brass as the research object, carry out butt welding experimental research, in-depth study of the microstructure, mechanical properties and fracture morphology of the joint under different process parameters, and then optimize the process parameters; on this basis, analyze Changes in temperature, axial force and Transverse force during the process. The research shows that the weld seam is well formed after the process optimization, and the maximum tensile strength of the joint reaches 370 MPa, about 92.5% of BM; there is a clear dividing line between HAZ, TMAZ, and NZ at the weld, and NZ is horizontal and vertical. There is non-uniformity in grain shape and size. The highest NZ hardness is about 155.4 HV (approximately 119.5% of BM). Fracture failure easily occurs at the location with the smallest hardness (AS). The failure mechanism is ductile fracture. In the μ FSW process, stable axial and Transverse forces can provide appropriate heat input and better extrusion and agitation to obtain a good weld. Through basic

* 兰州理工大学有色金属先进加工与回收国家重点实验室学校技术基金
资助项目(02018006)。20191015 收到初稿,20200107 收到修改稿

research on friction stir welding of high-melting-point copper and its alloy ultra-thin plates, it provides technical support for the promotion of materials for micro-connection technology.

Key words: H62 brass; micro friction stir welding; process analysis; microstructure; tensile strength

0 前言

航空技术、电子技术及能源技术的进步使得器件趋向轻质化、小型化、精密化、智能化和复杂化等方向发展,微连接技术应运而生^[1],微连接技术可获得机械连接或支撑,还需满足电连接、绝缘、环境保护或其他特殊性能等的要求。铜及铜合金具有良好的导电性、导热性、耐蚀性等优点,可广泛应用于精密制造领域零部件的制造及电极引线的连接。搅拌摩擦焊(Friction stir welding, FSW)是由英国焊接研究所(The Welding Institute, TWI)于 1991 年开发的一种固相连接技术,厚度 1 mm 以上铝、镁、铜及其合金的焊接相对成熟^[2-7]。随着技术的发展和需求,搅拌摩擦焊技术逐渐向高熔点金属的焊接、厚大件构件的焊接及超薄板的精密焊接研究方向进一步发展。

2004 年, NISHIHARA 和 NAGASAKA 提出小于 1 mm 的薄壁结构材料的搅拌摩擦焊,并命名为超薄搅拌摩擦焊(Micro friction stir welding, μ FSW),该工艺技术的接头具有接头焊缝窄、残余应力较小、性能好等优点^[8]。搅拌摩擦焊技术应用于超薄板的焊接是一个全新的领域,超薄板焊接时存在母材易被撕裂、焊缝难以成形、焊缝机械减薄带来的接头强度降低和装卡精度要求高等问题,为了解决超薄板焊接的问题获得质量良好的接头,工作者提出了采用高转速高行进速度、不同形状的搅拌头等技术方法。目前,国内外 μ FSW 的研究工作多集中在轻质的铝及镁合金。为了增加薄板焊缝金属的流动性,2012 年, SIMONCINI 等^[9]采用无针实现了 1 mm 厚 AA5754 和 AZ31 异种合金的搅拌摩擦焊对接,结果表明,无针搅拌头的接头比有针具有更高的抗拉强度和延展性,而使用带针的搅拌头获得的接头,可显著改善其表面形貌和力学性能。2017 年,哈尔滨工业大学的张亚彬^[10]采用内凹轴肩的焊具,实现了 0.5 mm 厚 6061 铝合金搅拌摩擦焊对接。通过接头金相研究组织分析流动规律,认为超薄板焊接时受到轴肩和底部垫板的制约,轴肩对金属流动变形作用加强塑性金属流动以水平流动为主。2017 年,西北工业大学的刘奋军等^[11]为了增强搅拌和塑性流动作用,采用三螺旋线型沟槽轴肩和圆锥形搅拌针的搅拌头,在高转速的条件下实现了 0.8 mm 厚 6061-T6 铝合金薄板对接。发现高转速保证了焊接

时的高热输入量,而高转速对应高行进速度,高行进速度加快了冷却速率,从而使接头软化程度较常规转速明显减轻,抗拉强度为常规转速的 1.26 倍,具有更为优良的力学性能,焊缝各区域组织呈连续均匀过渡。为了减小焊接过程中母材变形、接头减薄、热量更加集中,2019 年,兰州理工大学的 ZHANG 等^[12]通过采用无肩焊具实现了 0.8 mm 厚的超薄 1060-H24 铝板的对接,研究发现与传统工具相比,采用无肩焊具的 μ FSW 工艺具有热输入低,工艺简单,力学性能优良的优点。而铜及铜合金的软化温度高传热速度快,在焊接时就需要较高的热输入量,且高温下具有较高的强度和硬度,需选用适合的搅拌头材料和形状,以及散热量少的垫板和夹具,因此取得无缺陷铜合金搅拌摩擦焊接头要比铝合金更为困难。目前,有关黄铜超薄板 μ FSW 对接接头微观组织与力学性能影响规律以及产热、流动机制方面的研究甚少,尚未清楚其机理。

本文主要研究 H62 黄铜超薄板 μ FSW 工艺特点,分析主轴转速、焊接速度对接头成形、微观组织形态、力学性能和断口特征的影响规律,并对该工艺过程中的焊缝温度、轴向力、横向力特征参数进行采集,得出了焊接过程中焊缝动态温度与焊接力的变化趋势。

1 试验方法

试验材料为 100 mm×25 mm×0.6 mm 的 H62 黄铜板材,焊前用丙酮清洗待焊件表面,用砂纸除去对接面的氧化膜,采用自主研发设计的精密微连接搅拌摩擦焊机施焊。搅拌头选用 WC-Co 硬质合金,由内凹 3°轴肩和圆台状搅拌针组成,轴肩直径为 8 mm,搅拌针根部直径为 2.5 mm,尖部直径为 2 mm,针长 0.4 mm。采用水平式夹具对待焊件起到刚性固定的作用,以保证焊接过程的平稳以及母材不发生形变,搅拌头以 2°倾角沿母材轧制方向施焊,如图 1 所示。工艺参数如下:固定主轴转速 12 000 r/min,焊接速度分别采用 80~320 mm/min,固定焊接速度为 240 mm/min 时,主轴转速采用 9 000~15 000 r/min。

采用自制装置对 0.6 mm 厚 H62 黄铜在 μ FSW 过程中的温度、轴向力及横向力进行测量(图 2)。由于焊缝区存在热和力的作用,该区域会发生严重的塑性变形,导致温度测量较为困难,因此选择在垫板上打孔来测量焊缝处不同位置的温度变化;为了

图1 微搅拌摩擦原理和搅拌头设计图

图2 μ FSW 测温测力装置

测量焊接过程中力的变化, 用位于垫板下方的三个测力传感器测量轴向力和位于焊接方向上的一个测力传感器测量横向力, 通过数据采集卡和 LabVIEW

软件进行记录数据, 采样率为 1 000 Hz。图 3 为 K 型热电偶和测力传感器的位置示意图。

图3 测温点和称重传感器分布图

焊接接头采用线切割加工制成金相、拉伸试样, 打磨、抛光后用酒精清洗金相试样表面, 利用 FeCl_3 5 g+HCL 50 mL+ H_2O 100 mL 腐蚀液进行腐蚀, 后在 Axio Scope A1 光学显微镜下进行接头组织观察, 分析接头形貌和微观组织特征。采用 VH-1000 型显微硬度仪测量接头横截面距上表面 1/3 和 2/3 位置处的显微硬度, 间隔 0.3 mm, 加载 5 N, 保压时间 10 s。依据国家标准 GB/T228.1-2002 金属材料室内拉伸试验方法加工接头拉伸试样(图 4), 使用 WA-1000B 型万能试验机测试母材和接头强度取其平均值, 拉伸速率 0.5 mm/min, 后用 FEG-450 热场发射扫描电子显微镜观察拉伸断口形貌。

图4 试样的取样示意图

2 试验结果与分析

2.1 焊缝宏观成形

图 5 为 H62 黄铜 μ FSW 接头宏观形貌, 在高转速 μ FSW 时(转速 12 000 r/min), 焊接热输入较高, 焊缝表面易出现氧化色彩, 其螺旋纹较均匀且带有少量毛刺, 整体成形较好, 仅有少量飞边产生且表

面无沟槽和裂纹等缺陷。

图5 H62 黄铜 μ FSW 接头宏观形貌

2.2 焊接过程的力与温度

在主轴转速 12 000 r/min 和焊接速度 240 mm/min 时对其轴向力和横向力进行测量, 搅拌头下压量达到 0.06 mm 时保持该位置 6.5 s 后施焊, 焊缝长 30 mm, 结束时搅拌头会在焊缝中停留 2 s 的后退出, 以便形成完整的焊缝。通常 μ FSW 可分为四个阶段: 下压阶段、驻留阶段、稳定焊接阶段和退出阶段, 通过对焊接过程中时间的划分, 给出了在相应时间段轴向力、横向力的变化情况, 更有利于了解 μ FSW 力的变化规律。

由于轴向力可提供良好的热输入量和挤压作用, 而横向力使母材在塑性状态下充分的流动, 有利于得到性能较好的焊缝, 通过对焊接过程的力进行测量分析更能体现金属的流动机制和焊接稳定性。图 6 为焊接过程的轴向力及横向力随时间的关系曲线, 从图中可以看出, 在下压阶段轴向力和横向力均存在不同程度的增大, 在驻留阶段由于材料发生了软化, 从而力出现了逐渐减小的现象, 而后逐渐进入较稳定的焊接阶段轴向力和横向力也趋于稳定值, 最终随着搅拌头的退出相应的力随之降小。铜合金等高熔点材料具有较高的强度和硬度, 在下压阶段特意将 Z 轴的下压速度设置为较小值 3.6 mm/min。下压阶段是搅拌头高速旋转逐渐进入施焊材料并到达预定位置的过程, 随着搅拌头的缓慢深入, 与母材接触的面积逐渐增加, 但由于母材并没有达到塑性状态, 所以当搅拌头继续下压到预定位置时, 轴向力会达到最高点约为 247 N(图 6a I); 驻留阶段, 在搅拌摩擦过程中搅拌头的轴肩与母材的摩擦作用是产热的主要来源, 当高速旋转的轴肩开始与母材表面接触相互作用, 会产生大量的热并迅速累积, 由于黄铜母材本身的特性, 金属到达充分塑性状态所需要的时间就比较长, 但母材发生了软化, 所以轴向力在缓慢的下降, 当到达图(6a II)时, 金属达到了充分塑性状态, 轴向力迅速下降; 较稳定的焊接阶段, 母材达到一定的塑性程度之后施焊, 搅拌头继续通过摩擦提供热量, 由于驻留阶段的预热, 搅拌头附近的母材热量聚积发生软化, 轴向力有所下降, 轴向力存在着一定的动态变化,

焊接稳定后恢复到约 140 N(图 6a III)之后搅拌头会在焊缝中停留 2 s 的时间, 以便形成完整的焊缝, 轴向力将会有所下降(图 6a IV), 焊接结束后搅拌头抽出轴向力陡降并趋向于 0 N。而横向力和轴向力的变化趋势差不多一样, 不同之处在于下压阶段, 搅拌头在高速旋转过程中, 搅拌头和母材在前进侧与后退侧所受到的摩擦力方向相反, 横向力出现正负波动的现象, 随着搅拌头的下降而不断的增大到 51 N(图 6b I); 驻留阶段, 由于母材软化和塑性金属的存在, 横向力波动幅度减小, 当达到塑性状态时趋于稳定值约为 0 N(图 6b II); 焊接阶段, 横向力和轴向力也存在明显的不同, 虽然母材已达到了塑性状态, 轴肩附近的母材也出现了相应的软化, 但由于黄铜等高熔点材料在高温下具有较高的强度和硬度, 导热性能良好等特点且焊速也较快, 横向力会在驻留阶段力较小的情况下突然增大到约 201 N(图 6b III), 由开始时的不稳定状态逐渐到最后趋于稳定, 横向力小幅度的波动约为 63 N(图 6b IV); 焊接结束搅拌头抽出横向力陡降并趋向于 0 N。

图6 μ FSW 过程中力-时间曲线图

在 μ FSW 过程中的热输入可表示为^[13]

$$Q = \frac{2}{3} \pi \omega \mu(T) P(T) (R_1^3 - R_2^3) \quad (1)$$

式中, ω 为搅拌头旋转角速度, $\mu(T)$ 为摩擦因数, $P(T)$ 为焊接过程中的力, R_1 和 R_2 分别为轴肩的半径和搅拌针的半径。 $\mu(T)$ 和 $P(T)$ 依赖于当时的温度和搅拌头的半径, $P(T)$ 值来自于试验测量值, 而摩擦因数 $\mu(T)$ 用常数来近似表示焊接过程中的变化值, 研究焊接过程中力和热输入量的关系以及对焊缝形成的影响。

由式(1)可知, 当其余参数不变, μ FSW 过程的稳定的轴向力和横向力可提供适当的热输入量。

分析温度变化是研究焊接热循环的重要手段, 通过在固定点设置热电偶来测量 μ FSW 的动态温度变化。从图 7 温度曲线上可知, 搅拌头在下压和预热过程中, 产生的热量较小, 温度变化比较的缓慢, 当搅拌头即将邻近测温点时温度会发生突变增大。当被测点距离热源较近时, 温度快速升高, 热源离开后, 温度逐渐降低, 离焊缝中心较远的点温度低, 不同距离点的冷却速度值相当。焊缝温度最高可达约 722 °C(测温点 2), 在距离焊缝中心 4 mm 处, 焊接阶段前进侧的最高温度约为 567 °C(测温点 1), 从测温点 3 和 4 的温度变化能够看出焊接热循环处于较稳定的状态, 即焊缝的产热和散热基本达到了平衡温度约为 663 °C, 在该温度下母材金属达到塑性状态, 焊缝金属达到可焊接温度。

2.3 焊缝微观组织

晶粒形状和尺寸是影响材料性能的两个主要因

图 7 μ FSW 焊缝动态温度

素, 而焊接过程中焊缝各区晶粒发生了不同程度变化。图 8 所示为主轴转速 12 000 r/min, 焊接速度 240 mm/min 时 H62 黄铜的 μ FSW 接头微观形貌。焊缝区出现了轻微减薄, 焊缝区及母材整体上发生了轻微的挤压变形, 总体上得到了组织致密无缺陷的接头, 可分为母材(Base metal, BM)、热影响区(Heat affected zone, HAZ)、热机影响区(Thermo-mechanically affected zone, TMAZ)、焊核区(Nugget zone, NZ)四个区域。然而, 与传统高转速超薄板接头存在不同, 由于接头经历快速加热和冷却以及搅拌头的挤压搅拌作用, 使得接头 HAZ、TMAZ 和 NZ 存在明显的分界线, 整个焊核区也存在着不均匀性, 为了更准确地表述其的组织特征, 特将其分为三个微区, 分别为 NZ1 焊核区边缘处、NZ2 搅拌中心处和 NZ3 靠近轴肩处。

图 8 H62 黄铜 μ FSW 接头微观形貌

从图 9a 可以看出母材是由非常粗大的 α 相(锌在铜中的固溶体)和 β 相(以电子化合物 CuZn 为基的固溶体)相组成, α 相和 β 相的相界面比较平直; 热影响区只受到热循环的作用, 由于该区域温度较低, 停留时间短, 母材的高热导率等原因, 使得晶粒受热程度不同导致部分晶粒的尺寸有明显的长大且大晶粒间产生了新的再结晶晶粒(图 9b); 热机影响区在力以及摩擦热和塑性变形热的共同作用下, 热塑性金属沿着搅拌头旋转的方向发生流动, 晶粒发生了再结晶、不完全再结晶、动态回复, 晶粒变形和再结晶后晶粒尺寸都不均匀, 由于变形程度较焊核区要小, 晶粒尺寸比焊核区稍大, 但比母材区晶粒细小得多(图 9d); 由于主轴转速较高焊接速度高,

搅拌头尺寸小, 焊缝产热多且较集中, 而黄铜超薄板的比表面积又大, 使焊缝区经历了快速升温 and 冷却过程, 热影响区、热机影响区和焊核区分布区域较小, 却存在明显的界面(图 9c 和 9e); 焊核区内存在横向和纵向上晶粒形状和尺寸分布都存在着不同。在横向上, 从图 9f 可以看出该区域由细小的等轴再结晶晶粒以及很多粗大的没有发生动态再结晶的条状晶粒组成, 原因是该部分很少受到搅拌针的作用, 仅受温度梯度和应变速率的作用, 晶粒没有被充分的搅拌起来, 图 9g 可明显看到焊核区由均匀、细小的等轴晶粒和较小的条状晶组成, 该区域在搅拌头充分的搅拌、混合和破碎作用下, 晶粒发生了动态再结晶, 晶粒尺寸

明显的减小;由于焊核区的塑性金属在纵向上受剪切力和受热程度存在差异,且轴肩的线速度比搅拌针的大得多,使得靠近轴肩的晶粒在足够的热输入量和剪切力下被充分混合和搅拌,晶粒被

极大的细化形成了细小等轴晶,而远离轴肩的焊核区仅靠搅拌针的转动塑性金属流动不够充分,热量不足从而晶粒被拉长或细化,使得焊核区晶粒出现分层现象(图9h)。

图9 H62 黄铜 μ FSW 接头微观组织

2.4 接头显微硬度

显微硬度是接头各区强化程度的宏观反映。图10为在主轴转速12 000 r/min,焊接速度240 mm/min工艺参数下沿焊缝横截面的显微硬度分布图。顶部和底部为焊缝横截面1/3和2/3处的硬度分布曲线,坐标原点为焊缝中心,接头硬度变化趋势近似呈“W”形状,且焊缝顶部的硬度普遍比底部的高,由于轴肩处产热量较多,线速度又大,使得晶粒被普遍的细化和拉长。焊缝中心处硬度比母材高约19.5%,主要是因为焊核区在搅拌头热和力的作用下,因形变而产生的加工硬化和动态再结晶所引起的软化过程是同时存在的,由于晶粒细化,位错密度增加,相互缠结,畸变能增加,此时加工硬化作用大于软化;由霍尔佩奇公式 $H_v = H_0 + K_H d^{-1/2}$ 可知,当晶粒的尺寸越小时,焊核区的显微硬度越高,由微观组织可知,焊核区的部分晶粒尺寸明显变小,故其硬度值最高,此时晶粒细化作用大于高热输入量使材料软化作用,起到细晶强化的作用;又由于母材本身具有很好的塑性,所以硬度反而高于母材。不管是前进侧AS还是后退侧RS的HAZ和TMAZ的硬度值都低于BM,然而接头硬度最低值(最软区)在AS的HAZ或TMAZ/HAZ的过渡区,由于铜合金热导率高,导致焊接热输入不足,需要较高的焊接热输入来塑化搅拌头附近金属,然而较高的热输入量导致热影响区再结晶晶粒粗化,“加工硬化”被显著的退火所引起

的“软化”所抵消,焊缝接头组织出现软化的现象,故其硬度降低,拉伸试验的断裂位置也先在此处。

图10 H62 黄铜 μ FSW 接头横截面硬度分布曲线

2.5 接头拉伸性能

图11为H62黄铜超薄板在不同工艺参数条件下获得的接头力学性能。由图11a可知,当主轴转速为12 000 r/min时,随着焊接速度的增加抗拉强度先增大后减小,当焊接速度达到240 mm/min时,抗拉强度达到最大值370 MPa,为母材抗拉强度400 MPa的92.5%,得到了力学性能优良的接头。而常规的熔焊方法得到的接头只能达到原母材抗拉强度的40%~60%^[14]。由图11b可知,当焊接速度为240 mm/min时,接头的抗拉强度大致随主轴转速的增大而出现先增大后降低的趋势,在较高的主轴转速下,焊接的热输入比较大,导致接头的抗拉强度降低。

图 11 不同工艺参数条件下 H62 接头的抗拉强度

2.6 接头拉伸断口形貌

拉伸断裂位置出现在焊缝的不同区域,始于焊缝前进侧与母材的交界处而后又在焊缝后退侧发生断裂,断口的表面形状均呈锯齿状,有明显缩颈现象出现,说明接头是在经历充分塑性变形后断裂的,呈显出韧性断裂特征(图 12)。在低倍镜下发现裂缝存在明显的分层特征,在高倍镜下呈现的区域 A 上层、B 中层和 C 下层,区域 A 分布着大量韧窝,韧窝较深且尺寸整体上较均匀,在韧窝中没有杂质,且韧窝周围撕裂棱,又由于 H62 黄铜是面心立方结构,在热循环和搅拌针力的作用下,晶体在塑性状态下变形,晶体中相邻的部分会沿着一定的晶面和晶向相对滑动,增多塑性滑移系并产生多系滑移区域 B,区域 C 有明显的劈裂特征,因此接头为明显的韧性断裂,如图 13 所示。

图 12 拉伸试样断裂位置

图 13 拉伸断口 SEM 形貌

3 结论

(1) 本文实现了 0.6 mm 厚的 H62 黄铜超薄板的 μ FSW 工艺,得到了无表面缺陷且性能优良的接头。在主轴转速 12 000 r/min、焊接速度 240 mm/min 时接头力学性能最佳,其抗拉强度可以达到 370 MPa,约母材的 92.5%。

(2) 在 μ FSW 过程中,由于金属没有足够的温度塑化,轴向力和横向力会不断的增大,随着热量累积,材料相应的发生软化和塑化,当轴向力和横向力同时达到了稳定分别约为 140 N 和 63 N 时,提供适当的热输入量以及更好的挤压和搅拌作用,焊接达到稳定状态,此时温度值约为 663 $^{\circ}\text{C}$,在该温度下母材金属达到塑性状态,焊缝的产热和散热基本达到平衡状态,达到了焊接所需温度。

(3) 与传统高转速超薄板接头有明显不同在于,接头经历了快速加热和冷却的过程,焊缝处的 HAZ、TMAZ、NZ 存在明显的界面,且 NZ 在横向和纵向上晶粒形状和尺寸均存在不均匀性;接头的硬度呈“W”形,中心处硬度比母材高约 19.5%,断裂于硬度值低的区域,断口形式均为韧性断裂。

参 考 文 献

- [1] PADHY G K, WU C S, GAO S, et al. Friction stir based welding and processing technologies-processes parameters, microstructures and applications: A review[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(1): 1-38.
- [2] PARK H S, KIMURA T, MURAKAMI T, et al. Microstructures and mechanical properties of friction stir welds of 60% Cu-40% Zn copper alloy[J]. Materials

- Science & Engineering A, 2004, 371(1-2): 160-169.
- [3] ESPARZA J A, DAVIS W C, MURR L E, et al. Microstructure-property studies in friction-stir welded, Thixomolded magnesium alloy AM60[J]. Journal of Materials Science, 2003, 38(5): 941-952.
- [4] SUTTON M A, YANG B, REYNOLDS A P, et al. Microstructural studies of friction stir welds in 2024-T3 aluminum[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 323(1): 160-166.
- [5] ESPARZA J A, DAVIS W C, MURR L E, et al. Microstructure-property studies in friction-stir welded, Thixomolded magnesium alloy AM60[J]. Journal of Materials Science, 2003, 38(5): 941-952.
- [6] CEDERQVIST L. A weld that lasts for 100000 years: friction stir welding of copper canisters[J]. Mrs Proceedings, 2003, 807: 477-482.
- [7] SUN Y F, FU J H. Investigation of the welding parameter dependent microstructure and mechanical properties of friction stir welded pure copper[J]. Mater. Sci. Eng. A, 2010, 527: 6879-6886.
- [8] AHMED S, SHUBHRANT A, DEEP A, et al. Development and analysis of butt and lap welds in micro-friction stir welding(μ FSW)[J]. Metallurgy and Materials Engineering, 2015: 295-306.
- [9] SIMONCINI M, FORCELESE A. Effect of the welding parameters and tool configuration on micro-and macro-mechanical properties of similar and dissimilar fswe joints in AA5754 and AZ31 thin sheets[J]. Materials & Design, 2012, 41: 50-60.
- [10] 张亚彬. 超薄铝合金搅拌摩擦焊接头组织性能及流动特征研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.
- ZHANG Yabin. Study on joint microstructures and properties and flow characteristics of friction stir welded ultra-thin aluminum alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016.
- [11] 刘奋军, 傅莉, 陈海燕, 等. 铝合金薄板高转速搅拌摩擦焊接头组织与力学性能[J]. 金属学报, 2017, 53(12): 1651-1658.
- LIU Fenjun, FU Li, CHEN Haiyan, et al. Microstructures and mechanical properties of thin plate aluminum alloy joint prepared by high rotational speed friction stir welding[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2017, 53(12): 1651-1658.
- [12] ZHANG Changqing, WANG Weijie, JIN Xin, et al. A study on microstructure and mechanical properties of micro friction stir welded ultra-thin Al-1060 sheets by the shoulderless tool[J]. Metals, 2019, 9(5): 507-520.
- [13] CHEN C M, KOVACEVIC R. Finite element modeling of friction stir welding-thermal and thermomechanical analysis[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2003, 43(13): 1319-1326.
- [14] 王希靖, 达朝炳, 李晶, 等. 黄铜 H62 搅拌摩擦焊接头的微观组织及性能[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(5): 775-780.
- WANG Xijing, DA Chaobing, LI Jing, et al. Microstructures and properties of joint by friction stir welding for H62 brass alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(5): 775-780.

作者简介: 张昌青, 男, 1973 年出生, 副研究员, 硕士研究生导师。主要研究方向为先进材料的摩擦焊及阻焊等固相连接的基础理论与应用技术。

E-mail: zhangcq@lut.cn

秦卓(通信作者), 男, 1994 年出生, 硕士研究生。主要研究方向为异种金属的摩擦焊接。

E-mail: qzqyijsvsci@163.com