

高频脉冲电流辅助轧焊 AZ31B 镁合金复合板界面 连接机理

许振波^{1,2}, 张婷婷^{1,2}, 王艳^{1,2}, 卞功波³, 王涛^{1,2}, 王文先³

(1. 太原理工大学 先进金属复合材料成形技术与装备教育部工程研究中心, 山西 太原 030024)

(2. 太原理工大学 机械与运载工程学院, 山西 太原 030024)

(3. 太原理工大学 材料科学与工程学院, 山西 太原 030024)

摘 要: 为探究高频脉冲电流作用下金属板复合机理, 设计了高频脉冲电流辅助轧焊复合预制缺口镁合金复合板试验。对比不同加载频率 (25、50、75 kHz) 参数下复合板连接界面和近界面组织演变特征及复合板的力学性能; 通过金相显微镜观察近界面微观组织形貌特征; 采用纳米压痕仪和维氏硬度计表征连接界面特征微区和横截面硬度分布规律; 采用拉伸试验机和扫描电子显微镜进一步对镁合金板材的抗拉强度和断口形貌进行表征分析。结果表明, 随着频率的增大, 连接界面复合效果呈现先升高后下降的趋势; 当高频电流频率为 50 kHz 时, 镁合金复合板的抗拉强度和延伸率最优, 分别达到 292.52 MPa 和 25.7%。究其原因主要是基于高频脉冲电流的集肤效应、邻近效应、焦耳热效应及界面微区的接触电阻与轧制力耦合作用的结果。

关键词: 镁合金焊接; 高频脉冲电流; 集肤效应; 拉伸性能

中图分类号: TG406; TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)01-0169-09

电致塑性效应是在金属变形过程中同时施加脉冲电流, 在电 (电流、电子辐射等) 的作用下, 变形抗力急剧下降, 塑性大幅度提高的一种现象^[1]。将电致塑性效应应用于金属成形加工工艺中, 能够大大改善一些难变形金属的可加工性, 同等低温条件下, 有效地降低待加工金属的变形抗力^[2-4], 提高加工金属的力学性能及其表面质量^[5], 相比于传统加工工艺依靠提高温度改善工件的可加工性, 电致塑性成形工艺具有节约能耗、加工效率高等优点^[6], 被广泛应用于各种金属变形加工工艺中, 并且在科研和实际应用中都取得了显著进展^[7]。魏晓蕾^[8]通过与普通冷轧不锈钢对比, 发现电轧工艺抑制马氏体相变, 保留更多的残余奥氏体, 拉伸过程中能够发生更多马氏体相变, 通过相变诱发塑性效应延迟了金属的断裂, 改善极薄带的塑性。Sánchez^[9]等人研究了不同电脉冲结构对 308 不锈钢拉拔过程的电塑性效应, 结果表明, 与传统拉拔试样相比, 电辅助拉拔试样极限抗拉强度和屈服强度降低, 而材料伸长率增加。

目前关于电致塑性的研究主要集中于电致塑性效应对单一材料力学性能的提高和内部组织的改变^[10],

Xiao^[11]等人研究了电致塑性效应对不同晶粒尺寸和电流条件下镁箔力学响应、变形机理和微观结构演变的影响。发现电致塑性效应对形变孪晶有明显的抑制作用, 且促进非基面滑移的激活, 以此来保持变形协调。Ma^[12]等人进行了电脉冲处理冷轧 316L 纳米层状奥氏体不锈钢试验, 他发现经电脉冲处理的轧制方向试件, 再结晶晶粒尺寸较大, 再结晶体积分数较高, 强度较法向试件低, 伸长率较高。原因可能是电流方向的变化, 导致电脉冲处理过程中微观组织对热效应和非热效应的敏感性不同。Demler^[13]等人研究了高电流密度电脉冲对镁合金的影响。结果表明, 电流脉冲对粗晶粒材料力学性能的影响比细晶粒材料更大。施加平行于压缩载荷的电流比施加垂直于机械应力的脉冲显示出更明显的材料软化。

电致塑性效应对单一材料变形的影响机制已经越来越明晰, 关于这方面的文章和报道层出不穷。然而电致塑性效应不仅能应用于单一金属变形加工, 它还可以辅助同种或异种金属的复合, 目前关于脉冲电流辅助金属复合的研究鲜有报道, 任忠凯^[14]等人采用真空包套+电辅助轧制方法成功制备了 TC4/304 复合

收稿日期: 2023-01-19

基金项目: 国家自然科学基金 (51805359, 52075360, 52275360)

作者简介: 许振波, 男, 1996 年生, 硕士生, 太原理工大学, 山西 太原 030024, E-mail: 2814586412@qq.com

板, 研究发现电辅助轧制使 TC4/304 板材性能得到明显提升, 然而目前关于脉冲电流在金属复合中作用机制的研究仍然很少。

镁及其合金具有密排六方结构, 常温下塑性变形能力极差, 难以实现同种或异种金属复合^[15]。因此本研究搭建了高频脉冲电流辅助轧焊复合预制缺口镁合金复合板试验平台, 实现了大气环境下 AZ31B 镁合金复合板的制备。通过对比不同加载频率 (25、50、75 kHz) 下复合板连接界面和近界面组织演变特征, 以及复合板的力学性能, 探讨了高频脉冲电流辅助轧焊复合机理, 为电流辅助轧制同种或异种金属复合研究提供依据。

1 实验

试验选用 AZ31B 镁合金, 材料的化学成分如表 1 所示。镁合金板尺寸为 110 mm×30 mm×4 mm, 将 AZ31B 镁合金板按图 1a 所示形状从侧面切制缺口进行制坯。

将镁合金板坯放置于图 1b 所示由上下固定的铜电极组成的夹具上, 在镁合金板坯尖端及表面分别放置热电偶进行温度监测, 连接脉冲电源, 脉冲电源型号为 CTNP162 (输出脉冲电流范围 1~1000 A 连续可调, 输出最大电压为 99 V, 输出频率范围 0~100 kHz 连续可调), 轧制所用辊直径为 245 mm, 轧制速度为 85.9 mm/s, 轧制压下量为 2 mm。启动电源和轧机, 设置平均电流 300 A, 占空比 50%, 频率分别为 25、50、75 kHz, 持续通电 90 s, 完成温度采集后, 撤去热电偶, 将板材向前推入轧辊, 轧制过程中持续通电, 完成高频脉冲电流辅助 AZ31B 镁合金预制缺口轧焊复合试验。为对比分析电流对于复合板组织和性能影响, 设置 450 °C 热轧试验作为对照组。

金相试样从复合板的中间部位切下, 用苦味酸+硝酸溶液腐蚀后, 采用徕卡显微镜进行观察。借助

Instron Series 5969 试验机(Instron Ltd., Norwood, MA, USA)在室温下以 0.5 mm/min 的拉伸速率测试抗拉强度, 图 2 所示为镁合金复合板外观及拉伸试样尺寸和取样位置。采用 MICRO-586 维氏硬度计测量截面硬度变化, 载荷试验力 50 N, 保荷时间 10 s。采用纳米压痕仪(Nano Indenter G200)测试连接界面特征区域硬度值, 加载载荷 30 mN。

2 复合板微观组织与力学性能分析

2.1 试样微观组织分析

由图 2 可知, 镁合金复合板表面边缘几乎无边裂, 板材沿轧制方向延展明显。图 3 为高频脉冲电流辅助轧焊和热轧镁合金复合板连接界面金相图, 由图 3a、3c、3e 和 3g 可知, 不同频率高频脉冲电流辅助轧焊镁合金复合区域均实现了复合, 而热轧镁合金界面则存在贯穿缝隙。分析其原因, 高频脉冲电流的电致塑性效应有助于降低板材的变形抗力, 且高频脉冲电流的集肤效应和邻近效应以及电流的焦耳热效应和界面微区的接触电阻升高综合作用对于板材温度的调控, 有利于界面实现结合。

对比高频脉冲电流辅助轧焊和热轧镁合金复合板连接界面及近界面组织分布特征, 其分布规律为: 由界面区再结晶晶粒和近界面区变形粗晶粒+孪晶晶粒组成。随电流频率升高, 界面区再结晶晶粒区域宽度逐渐变窄, 如图 3a、3c 和 3e 白色虚线所示。分析其原因可能是高频脉冲电流频率变化引起集肤效应和邻近效应作用区域变化导致的。集肤深度 δ 可用以下公式计算:

表 1 AZ31B 镁合金板化学成分

Table 1 Chemical composition of AZ31B magnesium alloy plate (wt%)

Al	Zn	Mn	Si	Ca	Cu	Mg
3.2	1.4	0.7	0.07	0.04	0.01	Bal.

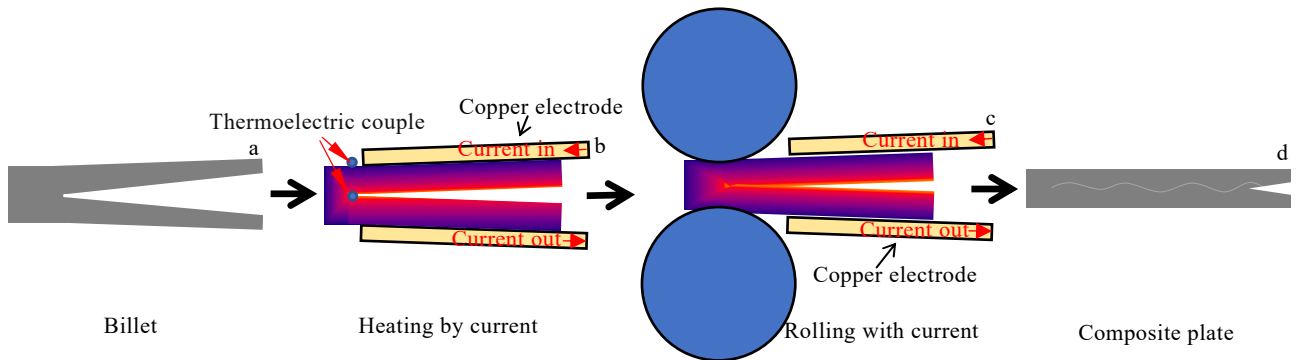


图 1 高频脉冲电流辅助轧焊 AZ31B 复合板流程示意图

Fig.1 Schematic diagram of the preparation process of AZ31B magnesium composite plate by rolling-welding assisted with high frequency pulse current



图2 AZ31B 镁合金复合板试样外观及拉伸试样尺寸和取样位置
Fig.2 Appearance of AZ31B magnesium alloy composite plates and the size and position of tensile sample

$$\delta = (\pi f \mu / \rho)^{-1/2} \quad (1)$$
 式中： f 为脉冲频率； μ 为材料磁导率； ρ 为试样的电阻率。

由于集肤深度 δ 与脉冲频率 f 成反比，在集肤效应和邻近效应的作用下，界面电流密集区（高温区）宽度随频率升高而变窄，界面处组织在高温和大塑性变形的共同作用下，发生动态再结晶而导致的细晶区变窄。近界面的区域（板材中心）由于较低温度和小变形的共同作用，其组织分布以孪晶和变形粗晶粒为主。热轧镁合金复合板横截面组织形貌与其对比，存在明显分布差异，没有再结晶细晶区，如图 3g 所示，这是因为热轧时温度均匀，所以组织分布均匀，呈现出变形粗晶粒+孪晶晶粒分布。

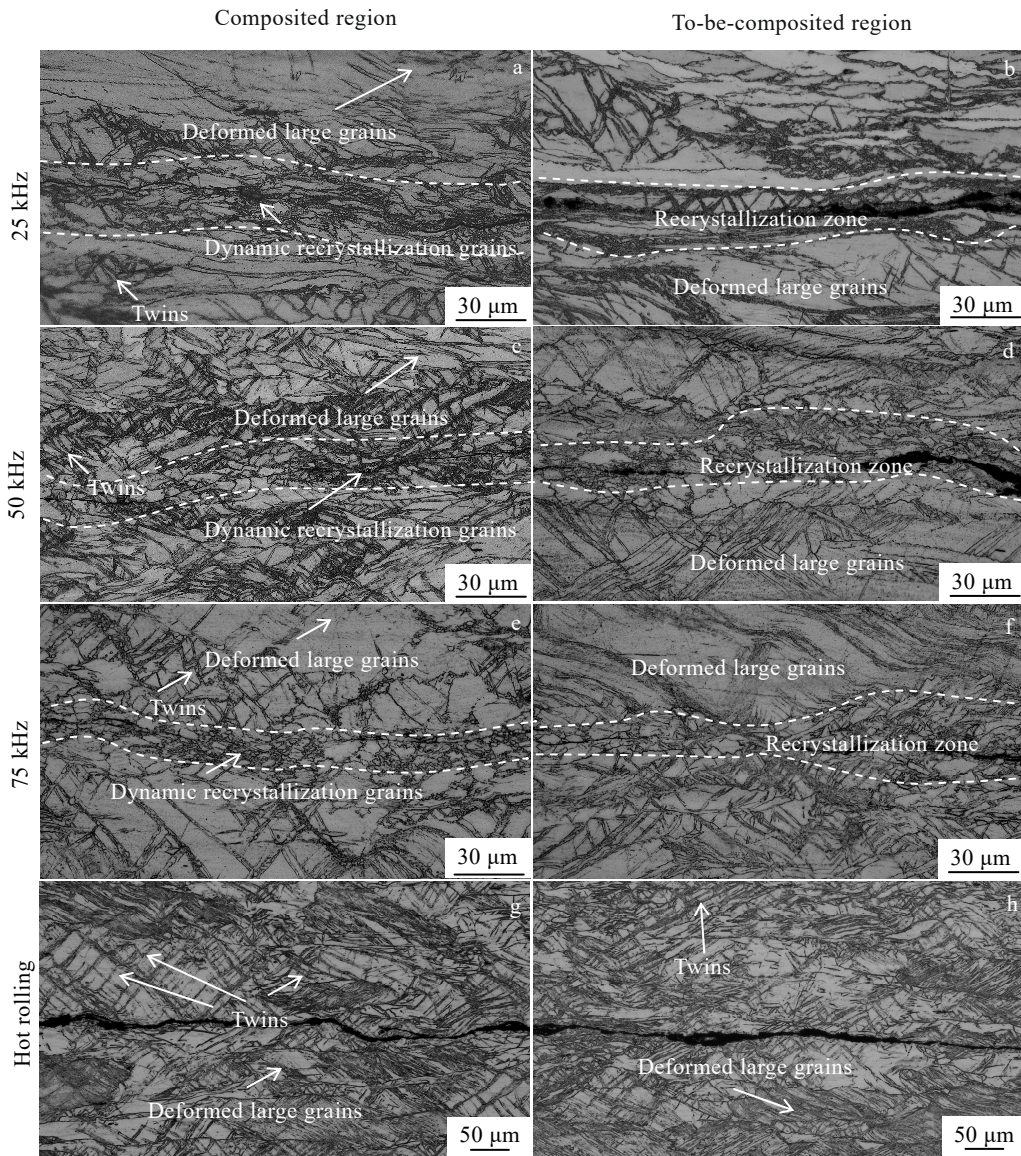


图3 高频脉冲电流辅助轧焊、热轧镁合金复合板复合区域和待复合区域金相图

Fig.3 Metallographic images of composited area and area to be composited of magnesium alloy composite plates by rolling-welding assisted with high frequency pulse current and by hot rolling

对比分析高频脉冲电流辅助轧焊和热轧镁合金复合板待复合区域金相组织形貌，如图 3b、3d、3f 和 3h 所示，其近界面区均存在细晶区，这一现象进一步证实了高频电流集肤效应、邻近效应以及界面微区接触电阻升高产生局部高温的耦合作用使界面局部温度升高，促进了变形晶粒发生动态再结晶。

2.2 试样拉伸力学性能分析

对不同参数复合板和原始材料进行拉伸性能测试，得到图 4 所示结果。图 4 为高频脉冲电流辅助轧焊镁合金复合板、热轧镁合金复合板和原始材料拉伸试验应力-应变曲线。

由图 4 可知，相比于热轧试样，电流辅助轧焊试样的延伸率均得到明显提升。图 5 为 50 kHz 电流辅助轧焊和热轧镁合金截面金相图，由图 5 可知 50 kHz 电流辅助轧焊试样的界面、表面和内部分别呈现出再结晶晶粒、孪晶+再结晶晶粒和孪晶+形变粗晶粒，而热轧试样整个截面以孪晶+形变粗晶粒为主。2 种制备工艺试样截面晶粒分布差异是 2 种制备工艺试样拉伸性能差异的主要原因。脉冲电流辅助轧焊试样界面和表面的再结晶和孪晶组成的细晶区拥有更多的晶界，对位错有阻碍作用，有利于阻碍裂纹产生^[16]，因此相比于热轧试样延伸率得到明显提升。另外，电流辅助轧焊试样应力-应变曲线均存在明显拐点，如图 4 黑色圆圈所示，这可能是由于拉伸过程中，裂纹产生，其扩展路径经过界面，一侧基体先发生断裂瞬间，应力和应变都发生波动导致的。

图 6 为 50 kHz 拉伸试样和热轧拉伸试样侧面断口图。可以发现电流辅助轧焊试样侧面呈现锯齿状断裂形貌，热轧试样侧面呈现出 45° 剪切断裂形貌。这是

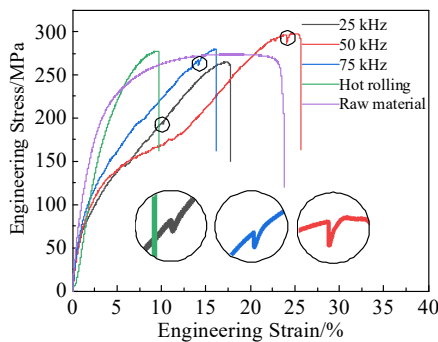


图 4 高频脉冲电流辅助轧焊、热轧镁合金复合板和原始材料拉伸应力-应变曲线

Fig.4 Tensile stress-strain curves of raw material and magnesium alloy composite plates by rolling-welding assisted with high frequency pulse current and by hot rolling

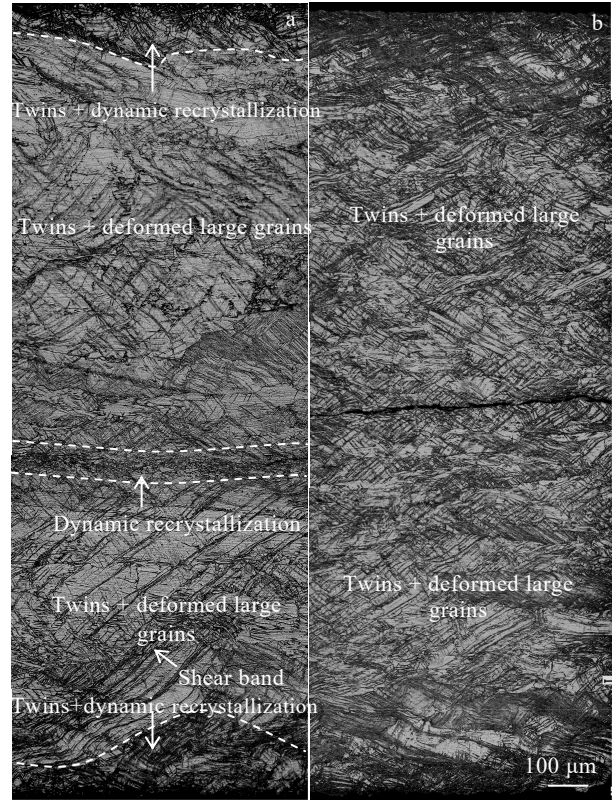


图 5 50 kHz 电流辅助轧焊和热轧镁合金截面金相图

Fig.5 Cross section metallographic images of magnesium alloy by rolling-welding with 50 kHz current (a) and by hot rolling (b)

由于当拉力达到材料屈服强度后，继续加载，会在表面萌生裂纹，然后沿着晶界扩展，脉冲电流辅助轧焊试样由于内部存在细晶区，裂纹扩展会在细晶区受到细晶晶界阻碍，从而改变裂纹发展方向，延缓裂纹扩展，形成如图 6a 所示的锯齿状断裂形貌。而热轧试样内部结构均匀，裂纹扩展不受阻碍，形成如图 6b 所示的 45° 剪切断裂形貌。

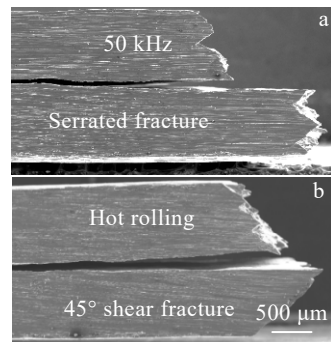


图 6 50 kHz 拉伸试样和热轧拉伸试样侧面断口

Fig.6 Side fracture of tensile samples: (a) 50 kHz and (b) hot rolling

这一现象也从正面断口 SEM 图中得到了验证, 如图 7 所示, 电流辅助轧焊试样断口靠近界面处均呈现出分层现象(图中用虚线标明), 其中 75 kHz 试样尤其明显, 试样远离界面一层微观形貌呈现“河流状”, 该位置对应图 5 中的孪晶+形变粗晶粒区, 推测在拉伸试验过程中, 拉应力作用下沿一定的晶面劈开而产生了晶间断裂。靠近界面一层微观形貌呈现平滑状夹杂少许韧窝, 该位置对应图 5 中界面再结晶区, 由于该区域位于拉伸断面边缘, 因此推测平滑状形貌是由于形成了剪切唇^[17], 但该位置晶粒细小且晶界多, 裂纹扩展会发生少量穿晶断裂, 因此会形成少量韧窝(图中白色虚线圈出)。而热轧试样断口呈现均匀的脆性断裂形貌。

对比电流辅助轧制复合板拉伸性能, 当脉冲频率为 50 kHz 时, 复合板拉伸性能最优, 抗拉强度达到 292.52 MPa, 延伸率达到 25.7%。分析其原因, 主要与界面结合效果和再结晶程度有关。根据公式(1)可知, 当频率为 75 kHz 时, 电流的集肤效应作用深度浅, 温度集中于界面, 与环境换热速率快, 导致其降温速率快, 不利于再结晶的形核和长大, 并且再结晶区宽度较窄, 对整个板材的整体性能提升有限。当频率为 25 kHz 时, 集肤效应作用区域宽, 板材内部温度分布分散, 单位面积内再结晶形核率降低, 对板材整体性能提升也有限。当频率为 50 kHz 时, 界面温度值和温度持续时间均衡结

合, 在界面塑性形变的机械啮合和局部高温的充分动态再结晶影响下, 导致复合板拉伸性能提升。

2.3 复合板硬度分布测试

对 50 kHz 参数试样进行截面维氏硬度测试, 得到如图 8 所示截面维氏硬度分布散点图。由图可知, 板材截面硬度分布呈现出一定规律性, 板材表面(蓝色)和界面(红色)硬度值偏高, 均值分别为 655.62 和 603.68 MPa, 内部(黄色)硬度值偏低, 均值为 520.38 MPa。分析其原因, 一方面界面和表面区域的晶粒尺寸小, 性能好。另一方面, 界面和表面区域发生大塑性变形, 部分区域温度低于再结晶温度, 在生成孪晶的同时材料得到形变强化。

为了探究特征区域硬度值分布, 对 50 kHz 试样中孪晶晶粒区、形变粗晶粒区、再结晶晶粒区、剪切带区进行纳米压痕硬度测试, 结果如图 9 所示。由图可知, 再结晶晶粒区和剪切带区硬度值略高于孪晶晶粒区和形变粗晶区硬度, 这是由于形变程度和温度分布不均匀分布导致的晶粒形貌差异的原因, 曹鹏^[18]等人得出了类似的结论。

3 复合板连接界面结合机理

镁合金待结合界面在复合过程中经历了如下 3 个阶段, 其示意图如图 10 所示。

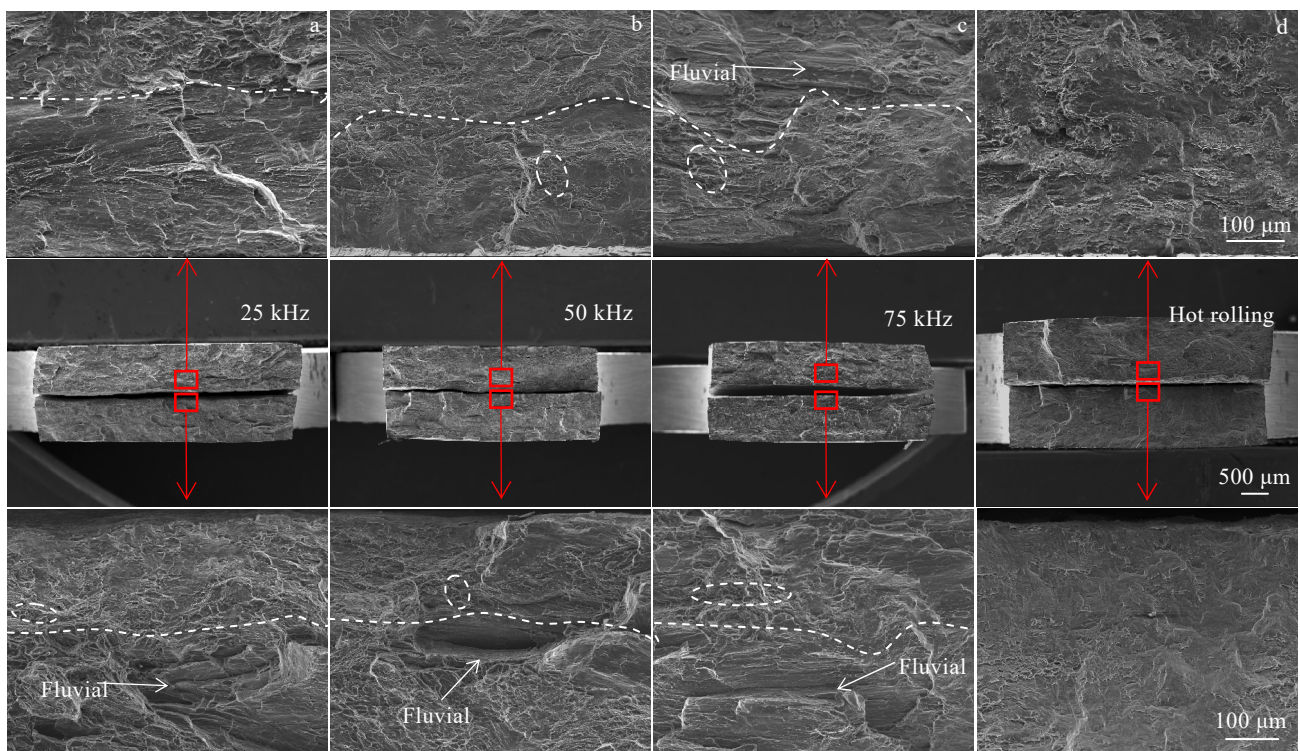


图 7 高频电流辅助轧焊和热轧镁合金复合板拉伸断口 SEM 形貌

Fig.7 SEM images of tensile fracture of magnesium alloy composite plates by rolling-welding assisted with high frequency current (a-c) and by hot rolling (d)

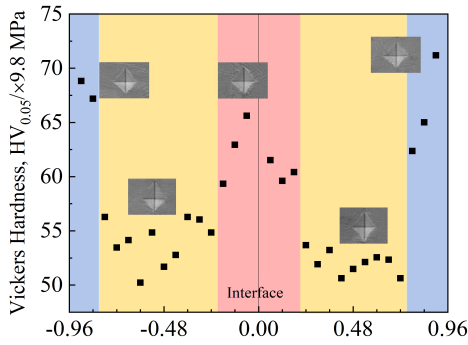


图 8 50 kHz 试样截面维氏硬度散点图

Fig.8 Cross section Vickers hardness scatter diagram of 50 kHz sample

第 1 阶段为物理靠近阶段。预制缺口镁合金在轧制力作用下发生形变，表面由于机械打磨作用存在不平整度，因此率先发生点接触，并伴随电弧击碎氧化膜现象产生。

第 2 阶段为接触激活阶段。点接触部位局部接触电阻升高，产生瞬间高温，基体产生局部熔化，其原理类似于等离子烧结技术(SPS)^[19]。场应力和正应力的作用会使材料表面吸附层产生塑性变形和流动，凸起部位被压平，缺陷消失，形成线接触。此过程释放出的能量使上下表面激活，上下表面之间产生了金属键。

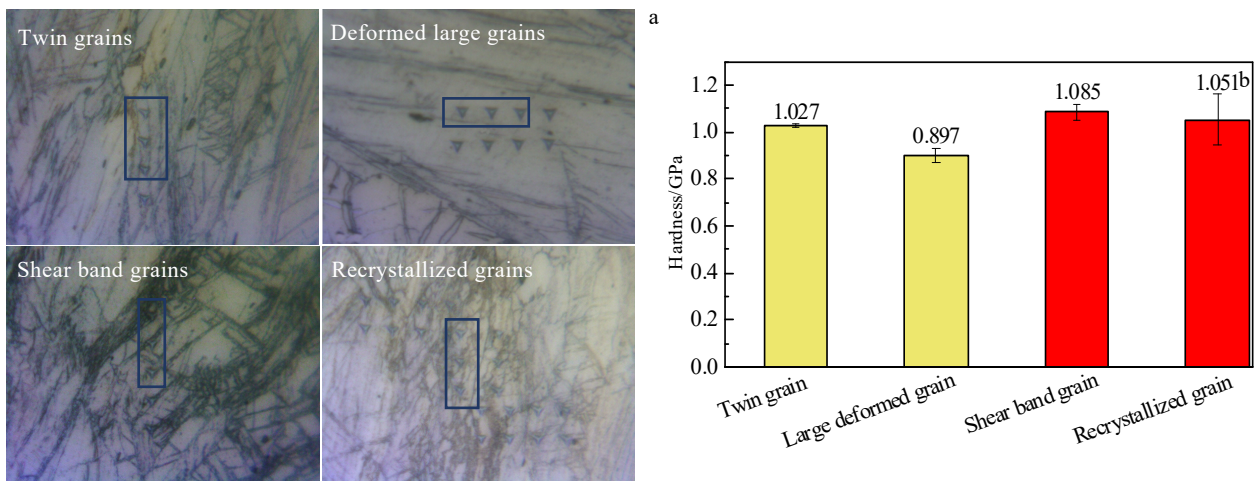


图 9 50 kHz 试样不同特征区域纳米压痕硬度分布

Fig.9 Nanoindentation hardness in different characteristic regions of 50 kHz sample: (a) indentation topography and (b) hardness histogram

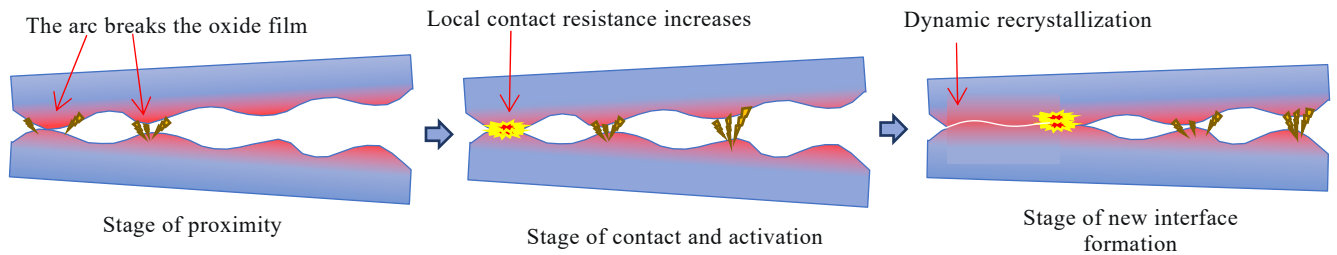


图 10 高频脉冲电流辅助轧焊镁合金复合板界面结合示意图

Fig.10 Interface bonding diagrams of magnesium alloy composite plates by rolling-welding assisted with high frequency pulse current

第 3 阶段为新界面形成阶段。界面由线接触向前扩散延伸变为面接触。此时上下基体间孔洞、氧化膜等杂质消失，应力和温度共同作用下，上下基体晶粒间产生再结晶，并逐渐延伸到整个界面，原始界面消失，新界面形成，其过程示意图如图 11 所示。

原始界面消失，新界面形成的过程可归纳为：镁合金界面处原始晶粒在轧制正应力和剪应力作用下发生大塑性变形，产生加工硬化，晶格发生歪扭，晶界发生塑性形变，原晶界的某一段凸出，凸出这部分形变储能消失，形成新晶核，即再结晶晶核^[20]。再结晶

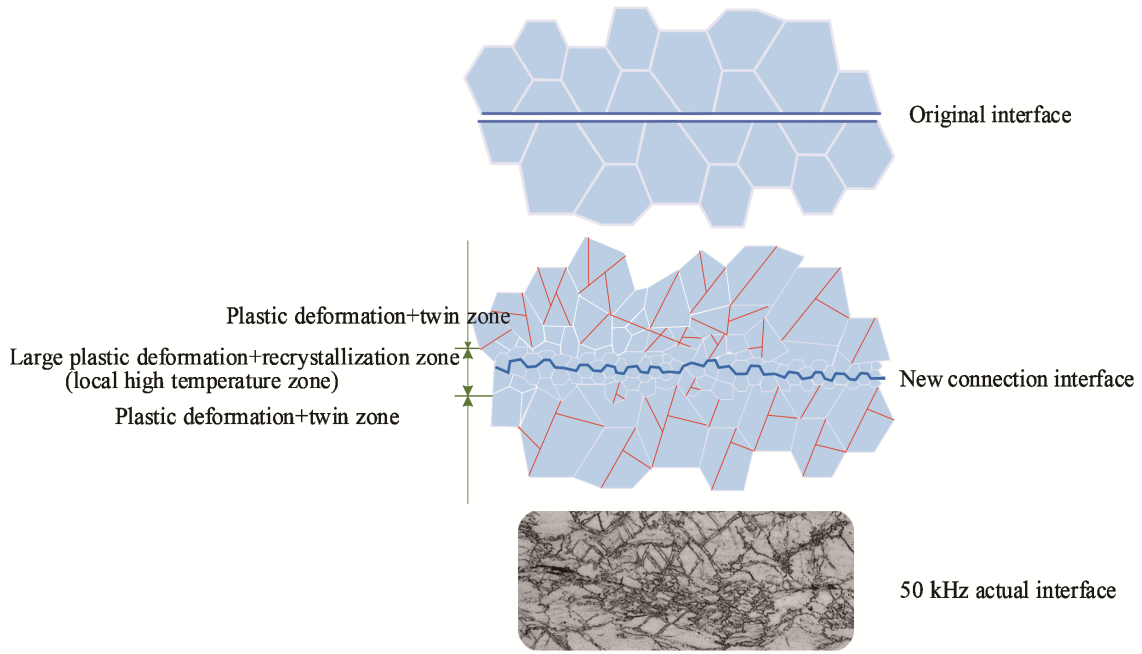


图 11 脉冲电流辅助轧焊镁合金复合板连接界面的动态再结晶结合过程示意图

Fig.11 Schematic diagram of dynamic recrystallization bonding process at the interface of magnesium alloy composite plates by rolling-welding assisted with pulsed current

过程具有方向性特征，其形核的核心会朝取向差大的形变晶粒长大，界面处变形最大且温度最高，因此上下界面的形核均向界面集中。在温度作用下，晶核内原子获得较高的扩散能力，推动晶界的迁移运动，导致再结晶晶粒长大。在晶粒长大的过程中，上下界面的再结晶晶界发生紧密贴合，在原子间互相扩散的作用下，上下原始晶界消失，形成共晶界，实现了界面复合。

综上，高频脉冲电流辅助轧焊镁合金的界面结合可以概括为轧制过程中连接界面微区塑性形变储能和局部温升增加导致再结晶形核和长大，同时伴随待复合界面原始晶界的迁移和消失、新共晶晶界形成。

为了探究高频电流对于镁合金板材温度分布的实际影响，使用热电偶测温仪进行高频电流辅助预制缺口镁合金在线升温过程温度测量试验，图 12 为测温原理及测温位置示意图，图 13 为不同电流频率升温尖端与表面温度随通电时间变化曲线。电流参数设置与实际脉冲电流辅助轧焊镁合金试验一致，电流加载是通过螺丝紧固方式直接连接到镁合金板上，相较于脉冲电流辅助轧焊镁合金试验的铜电极加载，稳固性更好，电流流通更加顺畅，因此所测温度可能会高于实际板材轧制时温度，但板材上温度分布规律不会受到影响，因此测试所得温度对我们研究高频电流在板材上的分

布特征仍具有一定参考价值。

由图 13 可知，通电 90 s 时，3 组试样界面温度均比表面温度高。分析其原因，一方面是集肤效应和邻近效应使电流在界面尖端处形成聚集，产生更多的焦耳热，另一方面，表面处的散热条件优于界面，空气流通较好，而界面尖端处空气流通较差，且存在上下板材之间的热辐射现象^[21-22]。

随脉冲电流频率升高，界面尖端温度和表面温度均呈现下降趋势。这是由于高频电流的幅频特性，由于电子电路中都含有电抗性元件，他们在各种频率下的电抗值不同，当脉冲电流频率为高频时，随脉冲频率增加，电流的幅值会出现衰减现象，且频率越高，衰减现象越明显^[23]。

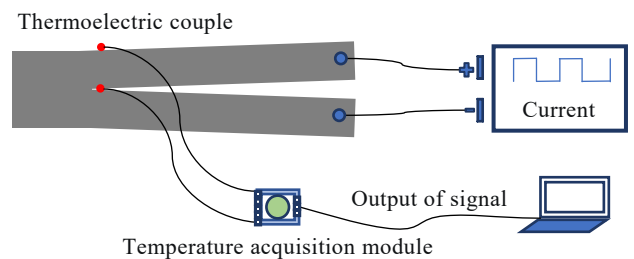


图 12 测温试验原理示意图

Fig.12 Schematic diagram of temperature test

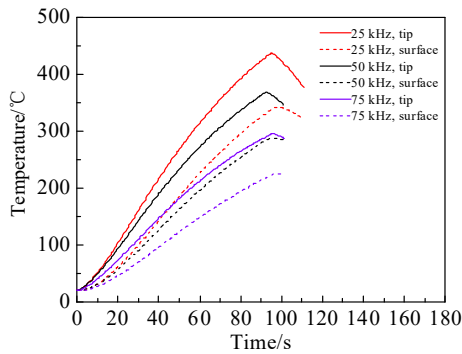


图 13 不同电流频率升温尖端与表面随通电时间温度变化曲线

Fig.13 Temperature variation curves of tip and surface with different current frequencies along with loading time

4 结 论

1) 采用高频脉冲电流辅助轧焊成形工艺可在大气环境下实现预制缺口镁合金板材的复合, 且连接界面处晶粒分布呈现梯度分布规律, 明显区别于传统热轧复合连接界面。

2) 采用频率为 50 kHz 的高频脉冲电流, 获得的镁合金复合板抗拉强度和延伸率最优, 主要是由于高频脉冲电流的集肤效应、邻近效应, 以及电流的焦耳热效应和界面微区的接触电阻综合作用, 导致复合板连接界面出现局部高温而发生的再结晶和晶界扩散复合连接效果。且随着高频电流频率的增加, 连接界面微区的局部高温区宽度变窄。

3) 高频脉冲电流的辅助作用可实现预制缺口镁合金复合成形, 其界面结合机理为界面高温+大变形产生动态再结晶和上下界面晶界之间的互扩散形成共晶界的冶金结合机理。

参考文献 References

- [1] Gennari C, Calliari I, Stolyarov V. *Zavodskaya Laboratroya Diagnostika Materialov*[J], 2020, 86(10): 41
- [2] Kuang J, Du X P, Li X H *et al. Scripta Materialia*[J], 2016, 114: 151
- [3] Stolyarov V, Calliari I, Gennary C. *Materials Letters*[J], 2021, 299(2): 130049
- [4] Zhang Shuo(张 硕), Wang Haibo(王海波), Zhang Bing(张 冰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(2): 574
- [5] Simonetto E, Bruschi S, Ghiotti A. *Procedia Manufacturing*[J], 2019, 34: 83
- [6] Chu X R, Wang L, Lin S X *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2018, 31(12): 1249
- [7] Xie Huanyang, Wang Qian, Peng Fang *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(8): 2686
- [8] Wei Xiaolei(魏晓蕾). *Study on Electroplastic Deformation Mechanism and Rolling Process of 304 Stainless Steel Strip*(304 不锈钢薄带电致塑性变形机制及轧制工艺研究)[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2021
- [9] Sánchez Egea A J, González Rojas H A, Celentano D J *et al. Materials & Design*[J], 2015, 90(15): 1159
- [10] Xiao X W, Xu S, Sui D S *et al. Materials Letters*[J], 2021, 288: 129362
- [11] Tiwari J, Pratheesh P, Bembalge O *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 12(3): 2185
- [12] Ma Y R, Yang H J, Ben D D *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2021, 34(4): 534
- [13] Demler E, Diedrich A, Dalinger A *et al. Materials Science Forum*[J], 2021, 1016: 385
- [14] Ren Zhongkai(任忠凯), Guo Xiongwei(郭雄伟), Li Ning(李 宁) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2021, 58(6): 62
- [15] Li G Y, Jiang W M, Guan F *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2021, 288: 116874
- [16] Liao J, Zhang L, Xiang H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 895: 162575
- [17] Li Hongying(李红英). *Journal of Shanxi Datong University*(山西大同大学学报)[J], 2011, 27(1): 76
- [18] Cao Peng(曹 鹏), Rui Zhiyuan(芮执元), Fu Rong(付 蓉) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(6): 2052
- [19] Sun H H, Wang M, Zhou J N *et al. Materials Characterization*[J], 2022, 185: 111738
- [20] Tang Y, Xie C, Chen J *et al. Metals*[J], 2022, 12(4): 633
- [21] Zhu F, Zhang W, Song G. *Fire Safety Journal*[J], 2008, 43(6): 401
- [22] Huang Y, Li Z X, Wang L C *et al. Metals*[J], 2022, 12(12): 2066
- [23] Feng Peng(冯 鹏). *Research on VFTO Amplitude-Frequency Characteristics and Suppression Measures in 500 kV GIS Considering Three-Phase Bus Coupling*(考虑三相母线耦合的 500 kV GIS 中 VFTO 幅频特性及其抑制措施研究)[D]. Zhengzhou: Zhengzhou University, 2019

Interfacial Bonding Mechanism of AZ31B Magnesium Alloy Composite Plates by Rolling-Welding Assisted with High Frequency Pulse Current

Xu Zhenbo^{1,2}, Zhang Tingting^{1,2}, Wang Yan^{1,2}, Bian Gongbo³, Wang Tao^{1,2}, Wang Wenxian³

(1. Engineering Research Center of Advanced Metal Composites Forming Technology and Equipment, Ministry of Education, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. College of Mechanical and Vehicle Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

(3. College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: In order to explore the compositing principle of metal composite plates under the high frequency pulse current, the test of rolling-welding with high frequency pulse current on the prefabricated notch of magnesium composite plates was designed. The microstructure evolution and mechanical properties of bonding interface and areas near interface of the composite plates were compared under different loading frequencies (25, 50, 75 kHz). The morphological characteristics of microstructures near interface of magnesium alloy composite plates was observed by metallographic microscope. Nanoindentation test and Vickers hardness test were used to characterize the hardness distribution of the interface micro-region and cross section. The tensile properties and fracture morphology of magnesium alloy composite plates were analyzed by tensile testing machine and electron microscope. The results show that with the increase in the frequency, the composite effect of the interface increases first and then decreases. When the current frequency is 50 kHz, the tensile strength and elongation of the magnesium alloy composite plates are the best, reaching 292.52 MPa and 25.7%, respectively. This can be contributed to the coupling effect of the skin effect, proximity effect, Joule heat effect, and the coupling effect of the contact resistance in the micro-region of the interface and the rolling force.

Key words: magnesium alloy welding; high frequency pulse current; skin effect; tensile strength

Corresponding author: Zhang Tingting, Ph. D., Associate Researcher, Engineering Research Center of Advanced Metal Composites Forming Technology and Equipment, Ministry of Education, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: zhangtingting@tyut.edu.cn