

引文格式: 李欢, 李俊, 李哲, 等. 超声焊接纯铜过程塑性变形与微观组织演变[J]. 焊接学报, 2025, 46(9): 93 – 101. LI Huan, LI Jun, LI Zhe, *et al.* Plastic deformation and microstructure evolution in pure copper during ultrasonic welding[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2025, 46(9): 93 – 101.



超声焊接纯铜过程塑性变形与微观组织演变

李欢¹, 李俊¹, 李哲², 伍世英², 许林倩³, 王善林⁴

(1. 长江大学, 机械工程学院, 荆州, 434023; 2. 广州铁路职业技术学院, 机电工程学院, 广州, 511300; 3. 青海理工学院, 工学部, 西宁, 810016; 4. 南昌航空大学, 高端装备极端制造技术江西省重点实验室, 南昌, 330063)

摘要: 焊接界面塑性变形及晶粒组织演变决定了超声波焊接纯铜接头形成过程, 目前对纯铜超声波焊接机理认识有限. 首先建立纯铜超声波焊接有限元模型, 探究焊接温度场和塑性应变分布规律, 其次将模拟温度及塑性应变结果与动态再结晶理论结合, 分别采用有限元法、元胞自动机法模拟了焊接过程的动态再结晶及晶体长大过程. 结果表明, 材料晶粒的不规则分布, 导致材料在焊头下方、焊接界面及底座上方处的材料塑性变形有明显差异. 工件与焊头及底座接触的区域产生了超细的动态再结晶晶粒, 在焊接时间 0.19 s 之后整个焊接区域发生了动态再结晶, 且上工件的动态再结晶时间长于下工件. 粗的晶粒分布于焊头接触面的铜侧, 而焊接界面处为细小的晶粒. 模拟的塑性变形分布规律与试验的维氏硬度分布存在近似性, 此外模拟的晶粒长大过程与试验也基本一致, 较好模拟了超声作用下的纯铜塑性变形与晶粒组织演变过程.

创新点: (1) 建立有限单元法与元胞自动机法结合的超声波焊接纯铜的微观组织演变模型, 模型中考虑了焊接区域的动态塑性应变, 较好模拟了焊接中纯铜动态再结晶及晶粒长大过程.

(2) 利用所建模型结合试验探究了界面晶粒分布及长大规律, 揭示了超声波焊接纯铜过程中的冶金机制.

关键词: 超声金属焊; 纯铜; 有限元法; 塑性变形; 晶粒组织

中图分类号: TG 404 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20240704002

Plastic deformation and microstructure evolution in pure copper during ultrasonic welding

LI Huan¹, LI Jun¹, LI Zhe², WU Shiying², XU Linqian³, WANG Shanlin⁴

(1. School of Mechanical Engineering, Yangtze University, Jingzhou, 434023, China; 2. School of Mechanical and Electronics, Guangzhou Railway Polytechnic, Guangzhou, 511300, China; 3. Engineer School, Qinghai Institute of Technology, Xining, 810016, China; 4. Jiangxi Provincial Key Laboratory of Extreme Manufacturing Technology for High-end Equipment, Nanchang Hangkong University, Nanchang, 330063, China)

Abstract: The formation process of pure copper joints by ultrasonic welding is determined by interfacial plastic deformation and grain microstructure evolution. However, the understanding of the ultrasonic welding mechanism for pure copper is still unclear. A finite element model of pure copper by ultrasonic welding was established to investigate the welding temperature field and plastic strain distribution. Secondly, the simulated temperature and plastic strain results were combined with the theory of dynamic recrystallization. Finally, the dynamic recrystallization process and the growth of the grain during the welding were simulated by the finite element method and the cellular automata method, respectively. The results show that the irregular distribution of grains leads to the obvious difference between the plastic deformation of the material under the joint, on the welding interface, and above

收稿日期: 2024-07-04; 录用日期: 2024-10-08

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (51605103); 湖北省教育厅科研计划重点项目 (D20221306); 广东省普通高校青年创新人才类项目-异种材料超声辅助扩散连接关键性问题研究 (2022KQNCX224); 高端装备极端制造技术江西省重点实验室开放课题资助 (EG202380302)

the base. The area where the workpiece comes into contact with the welding head and the base has generated an ultra-fine grain that suffers dynamic recrystallization. After a welding time of 0.19 s, the dynamic recrystallization is generated in the entire welding area, and the process of dynamic recrystallization of the upper workpiece is longer than that of the lower workpiece. The coarse grains are distributed at the copper side of the joint interface, while the finer grains are distributed at the welding interface. The distribution of simulated plastic deformation is basically consistent with the distribution of experimental Vickers' hardness. In addition, the growth of simulated grains is basically in line with the test. These demonstrate that plastic deformation and grain microstructure evolution in pure copper by ultrasonic welding are successfully simulated.

Highlights: (1) A microstructure evolution model for pure copper by ultrasonic welding was established by combining the finite element method and the cellular automaton method. The model took into account the dynamic plastic strain in the welding area, which effectively simulated the dynamic recrystallization and grain growth process of pure copper during welding.

(2) The interfacial grain distribution and growth were investigated using the established model and experiments, revealing the metallurgical mechanism during ultrasonic welding of pure copper.

Key words: ultrasonic metal welding; pure copper; finite element method; plastic deformation; grain microstructure

0 序言

超声焊是在压力作用下,将焊头的超声振动能传递至工件接触面,发生塑性变形,导致氧化膜破碎及金属连接面形成.超声波焊接属于固相焊接技术,不需要填充焊料^[1-2],且能量输入仅为电阻焊的大约 2%^[3-4],具有绿色节能、环境友好的特性^[5-6],较适合焊接高导性的金属,如纯铜.目前超声焊接纯铜广泛应用于电气领域,比如电机的整流子与绕组端头及电刷的连接^[7].NI 等人^[8]揭示了摩擦能是纯铜超声波焊接的主要产热机制,而塑性变形能仅提供动态再结晶的自由能;MA 等人^[9]发现纯铜接触面的粗糙度越小,界面塑性变形程度越高.

界面塑性变形及晶粒组织演变决定了超声波焊接纯铜接头形成过程,然而试验难以研究.揭示再结晶、晶粒长大现象,能提升对超声波焊接机理的认识,然而,关于纯铜超声波焊接的数值模拟相关报道较少,此外目前暂无超声焊接过程微观组织模拟报道,因此,文中首先采用有限元法探究了焊接温度场、塑性变形,之后将模拟的温度与塑性应变作为边界条件输至元胞自动机,模拟了焊接区域的晶粒分布,研究结果能为进一步明晰纯铜超声焊接机理提供理论依据.

1 试验方法

超声金属焊机为 TELSONIC 公司 M5000 型大功率超声金属焊机,其额定功率 4 kW,振动频率

20 kHz,其他参数为压力 2275 N,焊接时间 0.6 s.焊头和底座材料均为 M2 高速工具钢,末端为矩形块状结构.焊头端面有 9 个梯形齿,齿高度均为 0.3 mm,齿间距为 0.65 mm.焊接材料为 T2 纯铜,其尺寸为 100 mm × 25 mm × 0.8 mm,试片焊接采取搭接放置,重叠区域为 25 mm × 25 mm.

采用基恩士 LK-G5001 激光位移传感器测量了焊头及上工件的振幅,以及焊头的下压位移.实测的焊头、上板振幅分布曲线,如图 1 所示,表明焊头及工件在焊接过程中振幅分布存在差异.根据振幅试验结果,在模拟中近似为焊头振幅稳定在 25 μm,上工件振幅保持在 17 μm,下工件振幅会逐渐增大,当金属连接面形成后与上工件振幅保持一致^[10],因此假定从 0 ~ 17 μm 之间线性变化.观测不同焊接时间下焊接区域金相组织,在焊接初始阶段的金相腐蚀剂为 6 g 氯化铁、20 mL 的 28% 盐酸和 200 mL 水的混合溶液,考虑到再结晶组织与母材的差异,在焊接时间 0.2 s 后的试样的腐蚀剂中的盐酸浓度提高至 33%,将已抛光好的金相试样浸入腐蚀剂中 30 s,焊接初始条件下的 T2 纯铜组织,如图 2 所示.采用 K 型热电偶测温验证了模拟的温度场结果,在下工件的上表面钻 0.5 mm 半圆孔,将直径 0.1 mm 的 K 型热电偶埋入测量点,测温点距离焊接区域中心 1.5 mm 处.由于超声波焊接中工件会经历较高的塑性应变率,其值很难用 X 射线衍射仪(X-Ray diffractometer, XRD)、盲孔法等手段测量,但纯铜的维氏硬度值与塑性应变相关,因此分别测量了焊头下方、沿焊接界面、垂直方向材料的硬度.测试时加载力为 0.1 N,加载时间为 15 s.

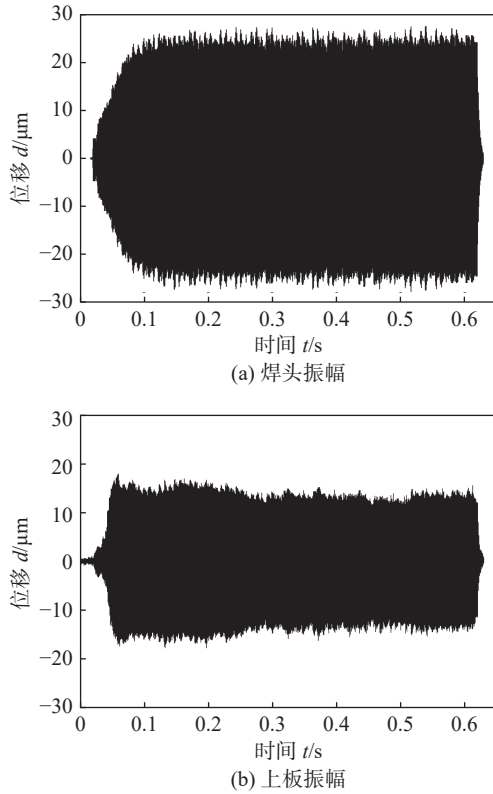


图 1 焊头及工件振幅

Fig. 1 Vibration amplitudes of sonotrode and specimen. (a) sonotrode; (b) upper specimen

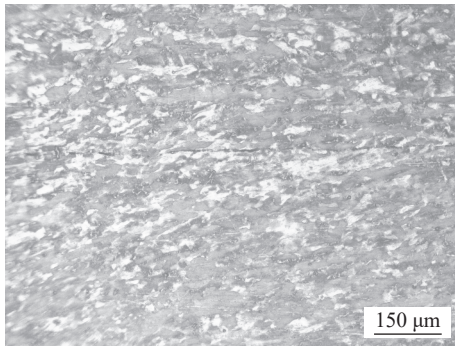


图 2 焊接初始纯铜组织

Fig. 2 Grain maps of base pure Cu material

2 数值计算过程

2.1 有限元模型建立

假定焊头、底座和工件均为各向同性材料, 在该假定条件下热传导的控制方程为

$$\rho c_T \frac{\partial T}{\partial t} = k_T \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + Q \quad (1)$$

式中: ρ 为材料密度; c_T 为随温度变化的材料比热容; k_T 为随温度变化的热导率; Q 为焊接热量; T 为温度。

利用有限元软件 ANSYS 的多物理场分析模块

建立了一个纯铜超声波焊接热-力耦合模型, 模型考虑了焊头端面所有齿, 由于铜导热率小在模型中焊头和底座在模型中均选取部分区域, 所有网格均为六面体单元, 并采取非均匀网格划分。在焊接区域网格较细, 远离焊接区域网格较粗, 中间区域采取渐变网格划分方式, 焊接区域网格最小为 0.17 mm, 网格总数为 35 550 个。为揭示焊接区域的塑性应变微观分布, 在焊接区域的局部建立了子模型, 子模型网格的最小尺寸为 5 μm , 网格数为 51 250 个, 有限元模型, 如图 3 所示。

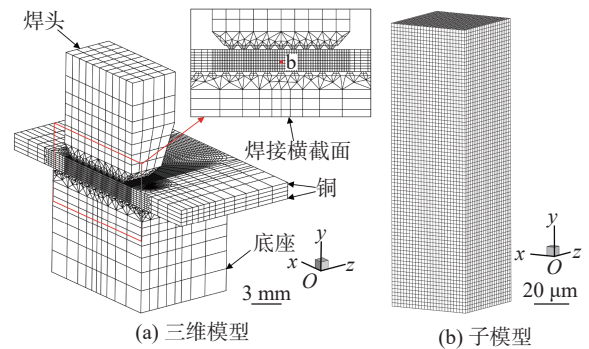


图 3 超声焊有限元模型

Fig. 3 Finite element model of ultrasonic welding. (a) 3-D model; (b) sub-model

模型中除泊松比、密度外的材料物理属性考虑随温度变化, 纯铜以及 M2 高速钢考虑为随温度变化^[10], 模型中选用等向强化本构模型。为提高模拟精度, 采用响应面优化法来得到工件接触面的摩擦系数, 计算得到摩擦热流密度输入至模型。首先输入预测摩擦系数计算出摩擦热流密度, 分析中测量结果的选取时间间隔为 0.05 s。在此模拟中, 模拟温度结果与试验结果的相对误差在 3% 以内时, 输出温度场分布结果。焊头接触面、底座接触面的摩擦系数分别设定为 0.55、0.4^[11]。边界条件为: 压力施加在焊头的顶端面, 底座底面约束 y 向固定位移, 对称面施加对称位移约束。摩擦热施加在摩擦区域, 与空气所有接触面都定义为对流换热面。考虑高频振动的影响, 将流换热系数设定为 150 ~ 500 $\text{J}/(\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C})$ ^[12], 焊接初始温度为 25 $^\circ\text{C}$ 。

2.2 超声软化率及热源计算

模型中材料软化包括温度软化和超声软化, 材料软化体现为屈服强度下降, 在 20 kHz 频率条件下, 铜的超声变软率为^[13]

$$\alpha_{\text{Cu}} = \left[1 - 0.286 43 \times \left(\frac{20 \times \xi}{170.5} \right)^2 \right]^5 \quad (2)$$

式中: α_{Cu} 为铜超声变软率; ξ 为铜工件振幅。

在焊接过程中, 摩擦热对界面温升的贡献超过 95%。根据库仑摩擦定理, 摩擦功率与平均振动速度成正比, 此时摩擦热流密度为

$$q_f = \frac{F_N \times V_a}{A_f} = \frac{\mu \times F_N \times 4 \times \Delta\xi \times f}{A_f} \quad (3)$$

式中: F_N 为压力; V_a 为平均振动速度; $\Delta\xi$ 为接触对之间振幅差; A_f 为摩擦区域; μ 为摩擦系数, f 为振动频率。

2.3 动态再结晶理论

再结晶体积分数 X_{DRX} 为^[14]

$$X_{DRX} = 1 - \exp\left[-\beta_d \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{k_d}\right] \quad (4)$$

式中: β_d 和 k_d 为待定系数, 其值分别为 0.72 和 4.1; $\varepsilon_{0.5}$ 为应变在 50% 的动态再结晶, 其计算公式为

$$\varepsilon_{0.5} = a d_0 \varepsilon^{m_1} \exp\left(\frac{Q_1}{RT}\right) \quad (5)$$

式中: a 和 m_1 值为 0.0011 和 0.0781; Q_1 为 15.39 kJ/mol; R 为气体常数, 其值为 8.314 J/mol; T 为瞬时温度; d_0 为初始尺寸。

平均动态再结晶尺寸为^[15]

$$d = d_0 - \left[a_2 d_0 \varepsilon^{m_2} \exp\left(\frac{Q_2}{RT}\right)\right] X_{DRX} \quad (6)$$

式中: a_2 和 m_2 值为 711.45 和 0.15; Q_2 为 -44.33 J/mol; t 为动态再结晶经历时间。根据相关研究表明, 铜的临界动态再结晶临界温度为 250 °C^[16], 在冷却阶段再结晶结束的临界温度为 0.5 T_m ^[17], T_m 为纯铜熔点, 其值为 1063 °C, 因此, 在再结晶时间 t 的晶粒大小为

$$d_t = d \times t = \left\{ d_0 t - \left[a_2 d_0 \varepsilon^{m_2} t \exp\left(\frac{Q_2}{RT}\right) \right] \right\} \times \left\{ 1 - \exp\left[-\beta_d \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{k_d}\right] \right\} \quad (7)$$

2.4 元胞自动机晶粒形核与长大模型

常用于焊接晶粒组织模拟方法有相场法、蒙特卡罗法、元胞自动机法, 其中, 相场法可以模拟各向异性的晶界特征及其与晶界错向和倾角的关系, 但仅限于均匀变形条件, 蒙特卡罗法的优点是数值模型简单, 但对初始结果精度要求非常高, 过于随机性, 计算精度不高^[18]。元胞自动机法能考虑材料的再结晶形核和生长, 另外所有考虑的变量可以随时

间步长更新, 并能将模拟的焊接温度、塑性应变, 与随机现象直接耦合, 使计算更加精确。

2.4.1 晶粒形核

晶粒形核速率 $\dot{n}$ 与应变率和温度 T 有关, 即

$$\dot{n} = C \varepsilon \exp\left(-\frac{Q_a}{RT}\right) \quad (8)$$

式中: C 为常数; Q_a 为激活能。

动态再结晶的形核模型中, 当位错密度达到临界值 ρ_c 才会发生动态再结晶, 临界动态再结晶计算公式为^[16]

$$\rho_c = \left(\frac{20\gamma_m \dot{\varepsilon}}{3blm\tau^2}\right)^{\frac{1}{3}} \quad (9)$$

式中: γ_m 和 m 分别为大角度晶界的界面能和晶界迁移率; l 为位错平均自由程; b 为柏氏矢量; τ 为单位长度的位错能, 其计算公式为^[17]

$$\tau = c_2 \mu b^2 \quad (10)$$

式中: c_2 为位错能参数; 平均自由程可近似认为是亚晶尺寸, 相关表达式为

$$\frac{\sigma l}{\mu b} = K \quad (11)$$

式中: σ 为瞬时应力。

2.4.2 晶粒长大

动态再结晶发生后, 新生长的晶粒位错密度近似为 0, 因此与母相存在位错密度差, 使晶界由位错密度高的晶粒一侧导致另一侧的低晶界能的晶粒长大。单个再结晶晶粒的长大率 v_i 与晶界驱动力 f_i 的关系式为

$$v_i = m f_i \quad (12)$$

式中: m 为晶界迁移率, 其计算公式为^[18]

$$m = \frac{b\delta D_{0b}}{kT} \exp\left(\frac{-Q_b}{Rt}\right) \quad (13)$$

式中: δD_{0b} 绝对零度的晶界扩散能; Q_b 为晶界激活能; k 为 Boltzmann 常数。

单位面积再结晶驱动力 f_i 计算公式为

$$f_i = \tau(\rho_m - \rho_i) - 2\gamma_i/r_i \quad (14)$$

式中: ρ 和 ρ_m 分别为新晶粒的位错密度; r_i 为形核半径。根据 Read-Shockley 方程, γ_i 的为^[19]

$$\gamma_i = \gamma_m \frac{\theta_i}{\theta_m} \left(1 - \ln \frac{\theta_i}{\theta_m}\right) \quad (15)$$

式中: θ_i 和 θ_m 分别为再结晶晶粒与相邻晶粒以及大角度晶界的取向差, 超声金属焊过程中应变速率取焊接区域总塑性应变变量与焊接时间的比值, 应变

ε 由子模型计算求得.对于铜而言,其他相关参数和 待定系数取值见表 1.

表 1 待定参数值^[19-22]
Table 1 Model parameters to predict grain growth^[19-22]

熔点 $T_m/^\circ\text{C}$	切变模量 μ/GPa	柏氏矢量 b/nm	晶界激活能 $Q_b/(\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1})$	晶粒取向差 $\theta_m(^{\circ})$	大角度界面能 $\lambda_m/(\text{J}\cdot\text{m}^{-2})$	晶界扩散能 $\delta D_{gb}/(\text{m}^3\cdot\text{s}^{-1})$	位错能参数 c_2	激活能 $Q_d/(\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1})$	自由程参数 K
1083	42.1	0.256	104	15	0.625	0.000035	0.5	261	10

3 结果分析与讨论

3.1 温度场分布

0.6 s 时焊接横截面的温度场分布,如图 4 所示.此时最高温度发生在上工件内部,因为焊头接触面的摩擦产热量设定高.模拟的焊接界面最高温度为 427 $^\circ\text{C}$,尽管工件均为纯铜,但由于各接触面热源不对称导致了工件之间温度场为非对称分布,且上工件高温范围(云图深色区域)比下工件宽.

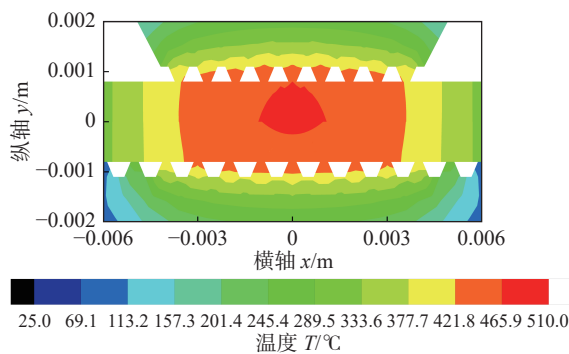


图 4 温度场分布 (0.6 s)

Fig. 4 Temperature distribution of x-y plot at time of 0.6 s

模拟测温点的温度结果与测量的温度结果对比,如图 5 所示.从图中可以看出,随着焊接时间的增加,界面温度呈现逐渐增大,在焊接结束时 (0.6 s),测量的界面温度为 442 $^\circ\text{C}$.模拟结果与测量结果

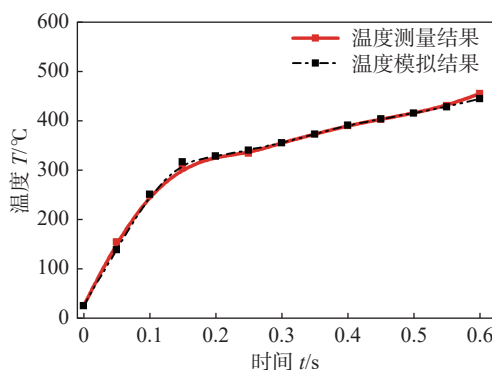


图 5 模拟温度结果和试验结果对比

Fig. 5 Comparison of experimental measurements and predicted temperature results

吻合较好,两者的平均相对误差为 2.6%,在模拟设定的最大误差 3% 范围内.

3.2 界面塑性变形

在超声波焊接中,焊接区域塑性应变与焊头下压位移存在近似线性关系^[13].测量的焊头下压位移随焊接时间变化的关系,如图 6 所示.从图中可以看出,焊头下压位移与焊接时间之间呈非线性增长关系,在焊接初始阶段,焊头下压位移迅速增大,在此阶段焊头与工件之间存在足够的间隙,材料能够顺利流入焊头齿的空隙之中,使焊头齿嵌入工件变得容易.而随着焊接时间的增加,由于焊头的齿谷内间隙逐渐被挤进的材料填满,使材料难以自由塑性流动,但下工件的嵌入深度开始增加,导致焊头下压位移持续增加.在保压阶段,焊头下压位移在短时间内缓慢上升,之后持续下降,说明保压阶段材料塑性应变也会先升高后降低.

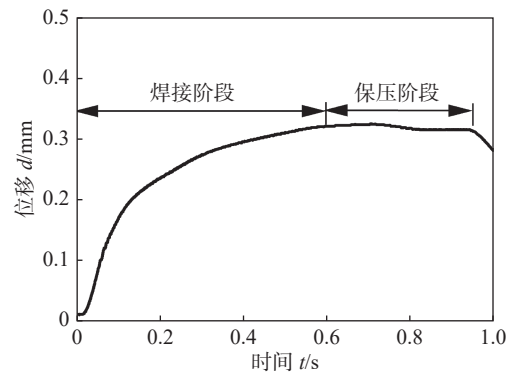


图 6 焊头下压位移随时间的变化

Fig. 6 Sonotrode displacement with increasing time

在时间 0.6 s 时界面的微观塑性应变分布,如图 7 所示.从网格变化可以看出晶粒向 x 中心挤压,沿着高度方向 (y 轴) 挤压程度变大,促使晶粒由扁长的加工硬化刚消失的形态转变为等轴晶,同时也有利于大角度 ($>15^\circ$) 晶粒形核与长大.

焊头下方材料的塑性应变与硬度分布,如图 8 所示.焊头下方材料的塑性应变分布呈“波浪型”,齿的波峰和波谷处的塑性应变值有明显差异.在焊头齿的持续挤压下,波谷处材料逐步流向

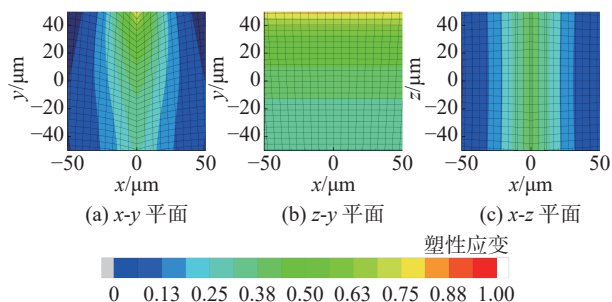


图 7 不同平面的焊接区域微观塑性应变分布

Fig. 7 Micro-plastic strain distribution in weld zone at the end of welding. (a) x-y plot; (b) z-y plot; (c) x-z plot

波峰处, 因此导致齿的波谷处塑性应变比波峰处材料大. 波峰处的材料硬度相较于波谷处偏低, 这是因为在焊接过程中, 波谷区域材料发生加工硬化, 导致其硬度高于波峰区域. 同时, 越靠近焊接界面中心, 材料的塑性应变程度越低. 塑性应变呈对称性分布, 而维氏硬度分布未表现出明显的对称性. 硬度呈非对称性分布原因是在实际焊接中, 对于焊头的超声频振动, 每个周波中的焊头振动均对焊接结构的几何对称性带来微观破坏的叠加.

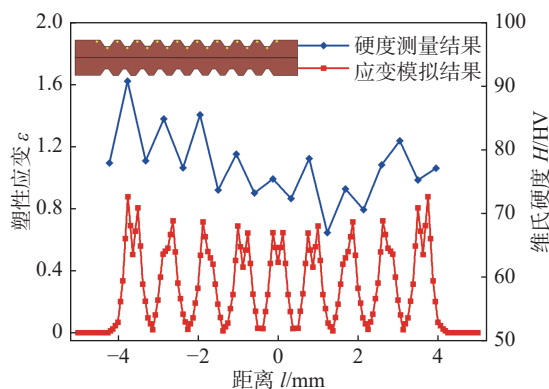


图 8 焊头下方材料的塑性应变与硬度分布

Fig. 8 Plastic strain and hardness distribution of Cu beneath sonotrode

沿工件接触面的塑性应变以及维氏硬度分布规律, 如图 9 所示. 工件接触面的塑性应变明显小于焊头下方材料的塑性应变, 因为工件接触面离焊头较远, 受变形影响程度较小. 此外, 塑性应变呈现先增大后减小的趋势. 焊接界面中心附近的硬度波动较大, 主要是生成的弥散的微量杂质第二相分布不均所致, 但模拟中无法考虑其影响, 因此塑性应变波动较大. 总之, 工件接触面的硬度分布与塑性应变的变化规律存在相似.

沿工件高度方向的塑性应变及硬度分布, 如图 10 所示. 塑性应变呈现先减小后增大的趋势, 越

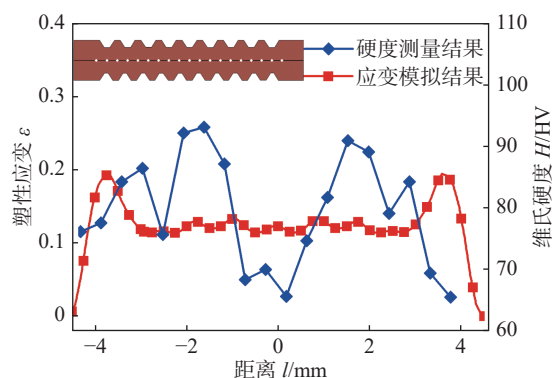


图 9 沿工件接触面的焊接横截面塑性应变与硬度分布

Fig. 9 Plastic strain and hardness distribution along the specimen/specimen interface

靠近工件接触界面, 塑性应变值越低, 因为在靠近工件接触界面的区域, 焊头与底座齿对工件产生的塑性应变影响较小, 沿工件高度上测量的硬度分布规律与塑性应变分布规律一致性较好.

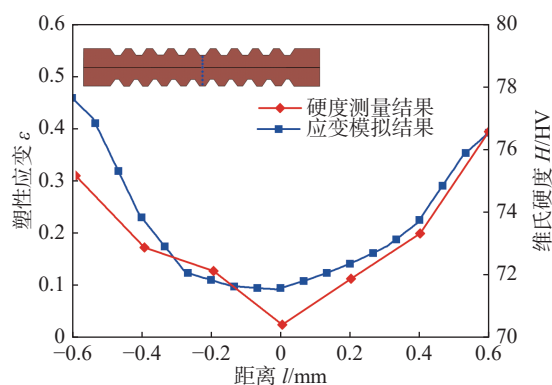


图 10 沿焊件高度方向的塑性应变与硬度分布

Fig. 10 Plastic strain and hardness distribution along the Z-direction

3.3 晶粒分布

焊接结束后焊头下方、底座上方材料的晶粒分布, 如图 11 所示. 从图中可以看出, 由于超声通过焊头齿直接作用于上工件材料表面, 使该区域晶粒在超声振动下界面破碎与焊头齿接触的材料表面晶粒远小于其他区域的晶粒, 形成了一层超细晶粒层, 该晶粒层是材料在摩擦与高频剪切变形的作用下经历动态再结晶, 材料沿着齿面发生流动, 说明该区域的塑性变形严重. 此外, 在焊头边缘靠近母材处的材料呈现近似弧度的塑性流动. 与上工件相比, 下工件中与底座齿接触区域也发生了较严重的塑性变形, 但材料流动相对稳定. 下工件塑性变形区域表面晶粒主要由不均匀的再生细小等轴晶粒组成, 说明下工件也发生了动态再结晶现象.

不同焊接时间下焊接区域及附近的界面连接

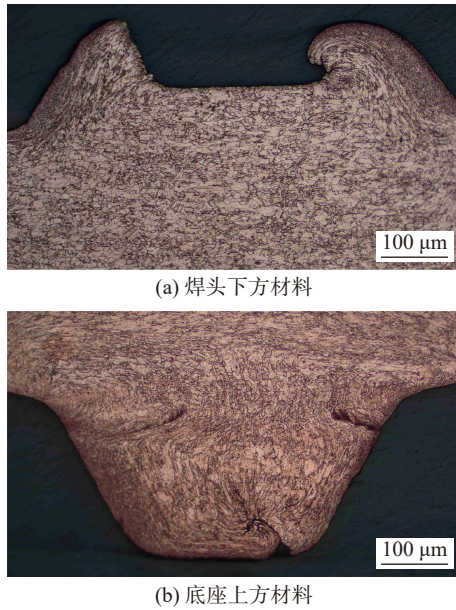


图 11 工具头附近材料的晶粒分布

Fig. 11 Optical image of deformed material overflowing and grain distribution in copper specimen. (a) below of sonotrode edge; (b) above of anvil tip

情况, 如图 12 所示. 在焊接初始阶段, 由于界面之间的摩擦程度相对较弱, 界面塑性变形不明显. 此时, 界面晶粒组织呈现动态再结晶的特征不明显, 晶粒尺寸与开始焊接时接近 (图 12a). 随着界面摩擦程度加剧, 界面温度逐渐升高, 逐渐超过铜的动态再结晶温度, 在压力作用下界面开始产生动态再结晶行为, 并产生明显的剪切区域, 导致机械互锁发生, 说明连接区域发生严重的塑性变形, 此时晶粒逐渐变细 (图 12b). 随着焊接时间不断增加, 接触界面在摩擦与压力的作用下变形程度逐渐增大, 工件两侧原子逐渐朝另一侧扩散, 界面连接区域逐渐变厚 (图 12c), 并在焊接结束时形成分布均匀的再结晶区域 (图 12d).

3.4 晶粒分布及长大模拟

根据温度场分布结果 (图 4) 计算了焊接横截面上的再结晶经历时间, 如图 13 所示. 从图中可知, 在焊接区域和边缘处材料均处于动态再结晶状态, 同时动态再结晶经历时间分布不均匀, 这与温度分布不均匀有关. 对于整个焊接过程 (0.6 s), 在焊接时间 0.14 s 时上工件靠近焊头中心附近处开始发生动态再结晶, 而在时间 0.19 s 后整个焊接区域均达到了纯铜的动态再结晶温度.

在焊接截面 (x - y 平面) 上的晶粒分布, 如图 14 所示. 从图中可知, 最粗晶粒位于焊头下方的材料上, 随着焊接的进行, 晶粒尺寸逐渐增大, 当焊接时

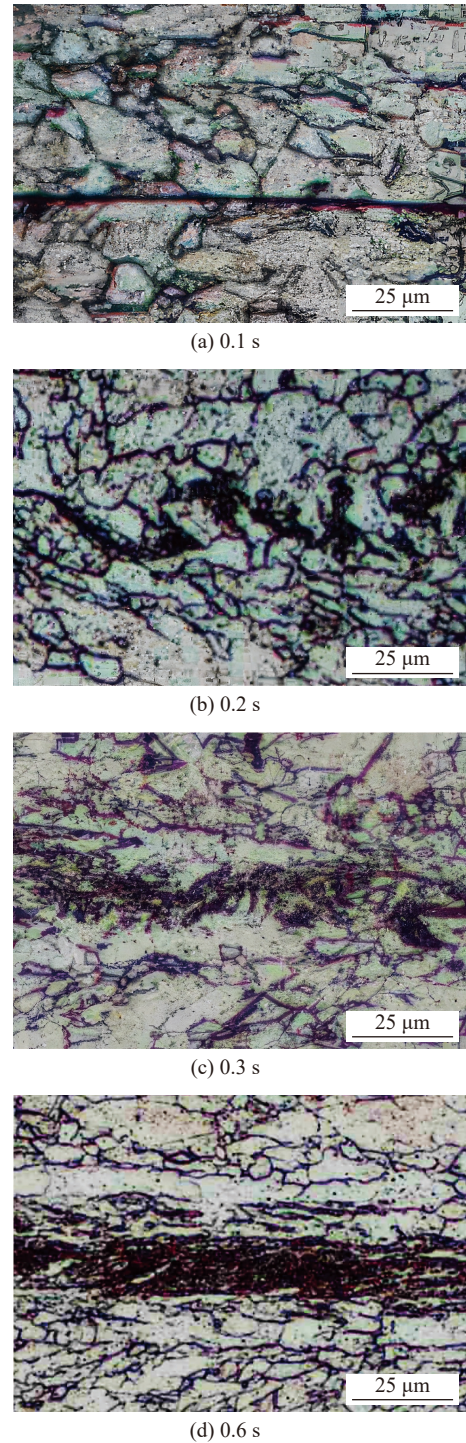


图 12 不同时间下焊接界面的连接特征

Fig. 12 Bond characterist with different welding times. (a) 0.1 s; (b) 0.2 s; (c) 0.3 s; (d) 0.6 s

间从 0.4 s 增大至 0.6 s 时, 最大晶粒尺寸由 11.8 μm 增大为 19.0 μm .

图 15 为采用元胞自动机法模拟的晶粒分布与金相观测结果对比. 随着焊接时间的变化, 晶粒逐渐长大, 结合模拟的微观塑性应变的模拟结果说明了单个晶粒上的塑性应变分布呈现不均匀性. 根据 SIDDIQ 等人^[23] 的研究, 单个晶体内微观塑性应变

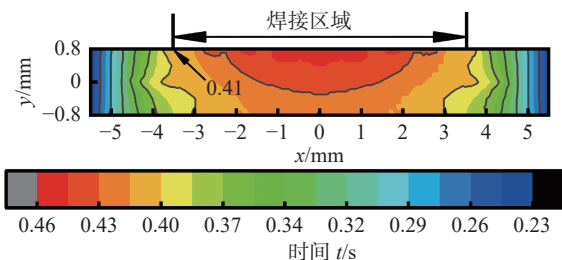


图 13 预测的焊接横截面再结晶经历时间

Fig. 13 Predicted the distribution of dynamic recrystallization duration at weld cross-section

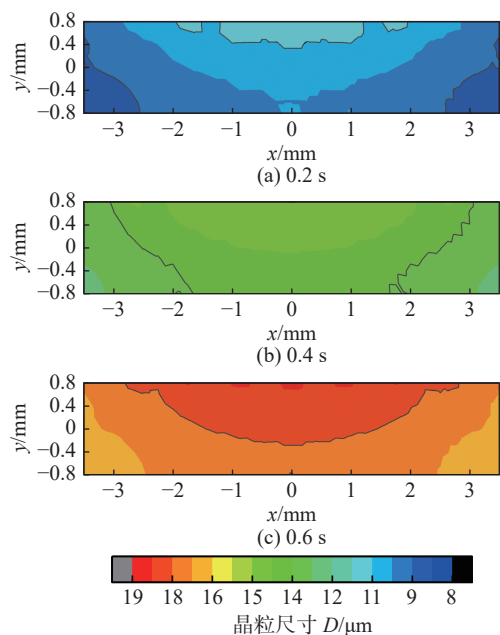


图 14 模拟的随时间变化的晶粒尺寸分布

Fig. 14 Predicted grain size at weld cross-section changed with welding time. (a) 0.2 s, (b) 0.4 s; (c) 0.6 s

的不均匀分布会导致亚晶粒的旋转, 且塑性应变越大, 旋转角度也越大。

图 16 为模拟的界面中心处的晶粒尺寸与实际测量的晶粒大小的对比图。从图中可知, 采用有限元法时晶粒尺寸与焊接时间近似线性关系, 而采用元胞自动机法近似为指数关系, 但后者更符合实际晶粒生长趋势。在焊接初始阶段有限元法比元胞自动机法结果精确, 这是因为在该阶段初始形核晶粒过细且元胞自动机选取的区域面积过小导致随机性增大; 而在焊接后期, 由于元胞自动机法能实时考虑动态再结晶的影响, 使计算更精确。在焊接时间 0.2 至 0.6 s 时, 采用元胞自动机法和有限元法的平均误差分别为 13.2% 和 12.7%, 满足模拟精度要求。模拟存在误差的主要原因是由于光学显微镜观察不到微量的晶界夹杂的第二相 (使晶界变粗, 晶内面积减少) 以及亚晶界, 可能会对试验的晶粒

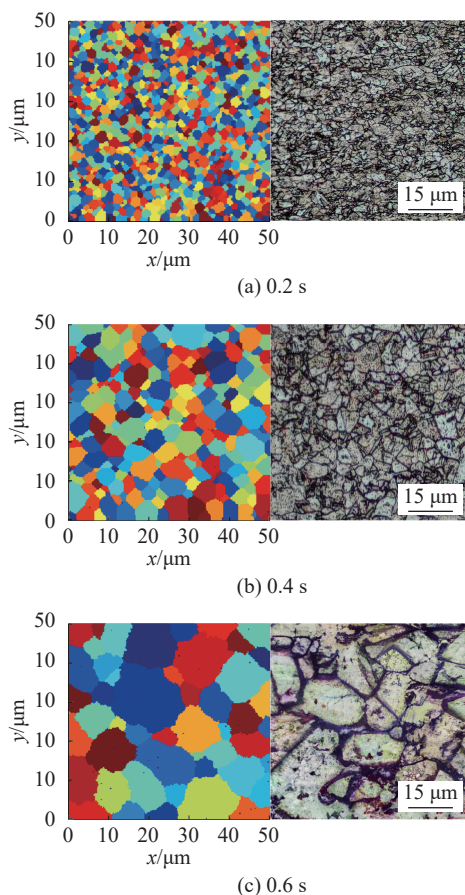


图 15 不同焊接时间的元胞自动机法模拟的晶粒分布与试验结果对比

Fig. 15 Comparison of the calculated copper microstructure with OP at different welding time. (a) 0.2 s (b) 0.4 s; (c) 0.6 s

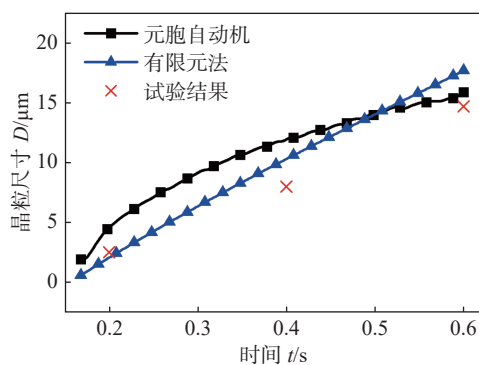


图 16 模拟的晶粒大小与试验结果对比

Fig. 16 Comparison of the calculated microstructure near the weld with optical image

尺寸产生较小影响, 但模型中无法考虑该影响。

4 结论

(1) 建立了一个与实际符合的纯铜超声波焊接的有限元模型和元胞自动机模型。在晶粒组织模拟中考虑了动态的温度和塑性应变, 以及动态再结晶

的过程.通过与试验温度、维氏硬度与晶粒分布对比表明所建的有限元模型与元胞自动机模型较为合理.

(2) 随着纯铜超声波焊接的进行,上、下工件与焊头、底座齿接触区域材料表面均出现一层超细晶粒层,晶粒层厚度与材料的塑性变形程度有关,焊头齿与上工件接触区域晶粒层更厚.

(3) 在焊接过程中,整个焊接区域材料在 0.19 s 左右整个焊接区域发生动态再结晶,上工件的再结晶区域与经历要长于下工件.随着焊接过程的进行,晶粒不断生长.在焊接时间 0.2 s 前,有限元法模拟的晶粒尺寸更符合实际晶粒长大过程,但在焊接时间 0.2 s 后,元胞自动机法更能表征与实际焊接符合的晶粒的长大规律.

参考文献

- [1] ZHANG J, LI H, WU S Y. Research progress of aluminum and magnesium ultrasonic welding[J]. *China Welding*, 2025, 34(1): 74 – 84.
- [2] 成先明, 杨可, 邵壮, 等. 超声波焊接能量对铜/铝导线接头结合性能的影响 [J]. *焊接学报*, 2024, 45(4): 65 – 70.
CHENG Xianming, YANG Ke, SHAO Zhuang, *et al.* Effect of ultrasonic welding energy on the bonding properties of Cu-Al cables[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2024, 45(4): 65 – 70.
- [3] 周斌, 陈捷狮, 张杨, 等. 激光螺旋点焊和电阻点焊 DC06 镀锌钢接头组织和性能 [J]. *焊接学报*, 2023, 44(6): 41 – 49.
ZHOU Bin, CHEN Jieshi, ZHANG Yang, *et al.* Microstructure and properties of laser spiral spot welding and resistance spot welding DC06 galvanized steel joints[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2023, 44(6): 41 – 49.
- [4] 董建伟, 胡建明, 罗震. 基于相关性分析和 SSA-BP 神经网络的铝合金电阻点焊质量预测 [J]. *焊接学报*, 2024, 45(2): 13 – 18.
DONG Jianwei, HU Jianming, LUO Zhen. Quality prediction of aluminum alloy resistance spot welding based on correlation analysis and SSA-BP neural network[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2024, 45(2): 13 – 18.
- [5] 成先明, 杨可, 刘思沾, 等. 超声波焊接工艺参数对铜导线接头性能的影响 [J]. *中国有色金属学报*, 2022, 32(11): 3341 – 3351.
CHENG Xianming, YANG Ke, LIU Sizhan, *et al.* Effect of ultrasonic welding process parameters on properties of copper conductor joint[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2022, 32(11): 3341 – 3351.
- [6] ZHANG W, AO S S, OLIVEIRA J P, *et al.* On the metallurgical joining mechanism during ultrasonic spot welding of NiTi using a Cu interlayer[J]. *Scripta Materialia*, 2020, 178: 414 – 417.
- [7] HU K C, LIN I C, LIU Z Y, *et al.* Factors affecting evolutions of contact area formation and bonding strength in pure Cu/Cu joints produced by ultrasonic spot welding[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2023, 28(8): 718 – 727.
- [8] NI Z L, WANG X X, LI S, *et al.* Mechanical strength enhancement of ultrasonic metal welded Cu/Cu joint by Cu nanoparticles interlayer[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, 38: 88 – 92.
- [9] MA Q C, CAO Y, ZHANG W, *et al.* Low energy ultrasonic welding for Cu-Cu joining accelerated via Cu nanoparticles[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, 296: 117210.
- [10] 李欢, 张长鑫, 周亢, 等. 焊接振幅对铜/铝超声波焊接的影响 [J]. *焊接学报*, 2023, 44(7): 40 – 47.
LI Huan, ZHANG Changxin, ZHOU Kang, *et al.* Effect of vibration amplitude on ultrasonic welding of Cu/Al[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2023, 44(7): 40 – 47.
- [11] 李欢, 曹彪, 杨景卫, 等. Cu-Al 异种金属超声焊接过程模拟 [J]. *焊接学报*, 2017, 38(8): 5 – 9.
LI Huan, CAO Biao, YANG Jingwei, *et al.* Modeling of ultrasonic metal welding of Cu-Al joints[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2017, 38(8): 5 – 9.
- [12] NGO T T, HUANG J H, WANG C C. The BFGS method for estimating the interface temperature and convection coefficient in ultrasonic welding[J]. *International Communications in Heat and Mass Transfer*, 2015, 69(7): 66 – 75.
- [13] LI H, CAO B, LIU J, *et al.* Modeling of high-power ultrasonic welding of Cu/Al joint[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 97(1-4): 833 – 844.
- [14] Callister Jr W D, Rethwisch D G. Fundamentals of materials science and engineering: an integrated approach[M]. John Wiley & Sons, 2012.
- [15] SHEN N, SAMANTA A, DING H, *et al.* Simulating microstructure evolution of battery tabs during ultrasonic welding[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2016, 23: 306 – 314.
- [16] ANDRADE U, MEYERS M, VECCHIO K, *et al.* Dynamic recrystallization in high-strain, high-strain-rate plastic deformation of copper[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, 42(9): 3183 – 3195.
- [17] SELLARS C, WHITEMAN J. Recrystallization and grain growth in hot rolling[J]. *Metal Science*, 1979, 13(3-4): 187 – 194.
- [18] MIODOWNIK M A. A review of microstructural computer models used to simulate grain growth and recrystallisation in aluminium alloys[J]. *Journal of Light Metals*, 2002, 2(3): 125 – 135.
- [19] SHEN N, SAMANTA A, CAI W W, *et al.* 3D finite element model of dynamic material behaviors for multilayer ultrasonic metal welding[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 62(2): 302 – 312.

- [Mechanical Sciences](#), 2024, 272: 109173.
- [13] RAJAMANICKAM N, BALUSAMY V, REDDY G M, *et al.* Effect of process parameters on thermal history and mechanical properties of friction stir welds[J]. *Materials & Design*, 2009, 30(7): 2726 – 2731.
- [14] 鄢东洋, 史清宇, 吴爱萍, 等. 搅拌摩擦焊接过程的试验测量及分析 [J]. *焊接学报*, 2010, 31(2): 67 – 70.
YAN Dongyang, SHI Qingyu, WU Aiping, *et al.* Test measurement and analysis of friction stir welding process[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2010, 31(2): 67 – 70.
- [15] 李红克, 史清宇, 赵海燕, 等. 热量自适应搅拌摩擦焊热源模型 [J]. *焊接学报*, 2006, 27(11): 81 – 85.
LI Hongke, SHI Qingyu, ZHAO Haiyan, *et al.* Thermal adaptive friction stir welding heat source model[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2006, 27(11): 81 – 85.
- [16] 闫松涛, 杨斌. 铝/钢异种材料搅拌摩擦搭接焊接温度场和变形行为 [J]. *焊接*, 2025(3): 59 – 67.
YAN Songtao, YANG Bin. Temperature field and deformation behavior of friction stir lap welded dissimilar materials of aluminum/steel[J]. *Welding & Joining*, 2025(3): 59 – 67.
- [17] CONTUZZI N, CAMPANELLI S L, CASALINO G, *et al.* On the role of the thermal contact conductance during the friction stir welding of an AA5754-H111 butt joint[J]. *Applied Thermal Engineering*, 2016, 104: 263 – 273.
- [18] HE X, GU F, BALL A. A review of numerical analysis of friction stir welding[J]. *Progress in Materials Science*, 2014, 65(10): 1 – 66.
- [19] POPOV V L. Contact mechanics and friction: physical principles and applications[M]. Springer, 2010.
- [20] ZHANG L, ZHONG H, LI S, *et al.* Microstructure, mechanical properties and fatigue crack growth behavior of friction stir welded joint of 6061-T6 aluminum alloy[J]. *International Journal of Fatigue*, 2020, 135: 105556.
- [21] ZHANG B, LIU J, SUN Y, *et al.* On the fatigue resistance assessment of friction stir welded joints affected by heat input[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2024, 161: 108262.
- [22] NOH Y, KANNAN A R, LEE Jr, *et al.* Effect of welding speed on the cryogenic mechanical properties of friction stir welded AA6061-T6 alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, 943: 148839.
-
- 作者简介: 张彪, 博士, 助理教授; 主要从事轻量化材料摩擦焊接方面的科研和教学工作; Email: bzhang@gxu.edu.cn.

(编辑: 刘启明)

[上接第 101 页]

- [20] DING R, GUO Z. Microstructural modelling of dynamic recrystallisation using an extended cellular automaton approach[J]. *Computational Materials Science*, 2002, 23(1-4): 209 – 218.
- [21] PECZAK P, LUTON M. A Monte Carlo study of the influence of dynamic recovery on dynamic recrystallization[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1993, 41(1): 59 – 71.
- [22] READ W T, SHOCKLEY W. Dislocation models of crystal grain boundaries[J]. *Physical Review*, 1950, 78(3): 275.
- [23] SIDDIQ A, EL Sayed T. A thermomechanical crystal plasticity constitutive model for ultrasonic consolidation[J]. *Computational Materials Science*, 2012, 51(1): 241 – 251.
-
- 作者简介: 李欢, 博士, 副教授; 主要研究方向为金属超声波焊接; Email: lihuan2009@163.com.
王善林 (通信作者), 博士, 教授; Email: slwang70518@nchu.edu.cn.

(编辑: 刘启明)