

搅拌摩擦增材制造的微观结构-力学性能一体化数值模拟*

张 昭¹, 谭治军¹, 李健宇¹, 祖宇飞²

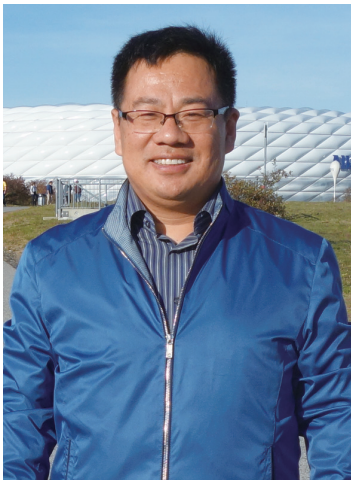
(1. 大连理工大学工程力学系工业装备结构分析国家重点实验室, 大连 116024;

2. 大连理工大学航空航天学院, 大连 116024)

[摘要] 搅拌摩擦增材制造技术是在搅拌摩擦焊接的基础上发展起来的一种新型固态增材制造技术。针对搅拌摩擦增材制造技术中的重新搅拌和重新加热问题, 采用试验和数据方法进行分析, 通过 Monte Carlo 模型计算微观结构演化, 通过析出相演化模型计算析出相分布, 并进一步计算不同增材层之间的硬度分布, 通过与试验测量数据的比较验证了模型的正确性。结果显示, 不同增材层之间的晶粒大小和形貌由于重搅拌和重加热的作用而存在差异, 同时, 温度曲线的变化使粒子数和平均半径发生变化, 进而导致力学性能出现差异。在试验验证的基础上, 通过数值模拟解释了差异产生的具体机理。

关键词: 增材制造; 搅拌摩擦增材制造; Monte Carlo 法; 析出相; 力学性能; 重搅拌; 重加热

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2019.01/02.014



张 昭

教授、博士、博士生导师, 研究方向为制造工艺力学, 发表研究论文 100 余篇。

搅拌摩擦增材制造技术是在搅拌摩擦焊接的基础上发展起来的一

种新型的固态增材制造技术, 保留了搅拌摩擦焊接的主要优点, 包括低缺陷、小变形、无污染等。

Palanivel 等^[1]实现了 WE43 合金的固态增材制造。Mao 等^[2]通过对铝合金的搅拌摩擦增材发现, 在不同增材层之间存在过渡区。Sharma 等^[3]通过搅拌摩擦增材制造实现了梯度功能材料的制备。Yu 等^[4]对比了搅拌摩擦增材制造与激光等增材制造相比所具有的主要优缺点。东青等^[5]提出了一种先进摩擦增材制造的侧增模式, 并展示了其复合强化机制和拉伸试验结果。王忻凯等^[6]采用无倾角成形工具对 5A03-H 铝合金板材实现了搅拌摩擦增材制造, 这也是相对较早的关于搅拌摩擦增材制造的工作。孙金睿等^[7]实现了 2A12-T4 铝合金的搅拌摩擦增材制造的工艺试验。

与激光沉积增材制造相比, 不同点是在搅拌摩擦增材制造中, 没有熔化和重熔现象, 但是存在重搅拌现象; 相同点是存在增材层的重加热现象。重搅拌和重加热是之前传统搅拌摩擦焊接中没有的而在搅拌增材制造中出现的新现象, 对这一问题的理解和解释有助于对这一新工艺的质量控制和实现这一新工艺的发展。

试验及方法

采用搅拌摩擦焊机实现搅拌摩擦增材制造, 材料为 6061-T6 铝板, 基板尺寸为 250mm × 150mm × 8mm, 每层增材层尺寸为 200mm × 110mm × 4mm, 搅拌头轴肩直径为 24mm, 搅拌针为锥形, 长度为 8mm, 以保证不同增材层之间的可靠连接。增材试样进行切割抛

* 基金项目: 国家自然科学基金(11572074)。

光,通过维氏硬度测试仪测量不同增材层硬度,为数值计算模型提供验证。

数值模型

采用移动热源模型计算温度场,移动热源的计算公式如下^[8],

$$P_s = \eta \frac{2}{3} \pi \mu p \omega (r_s^3 + 3l_p r_p^2) \quad (1)$$

式中, η 为流入焊接构件的摩擦热比例; μ 为摩擦系数; ω 为搅拌头转速; p 为接触压力; r_s 和 r_p 分别为轴肩和搅拌头的半径; l_p 为搅拌针长度。

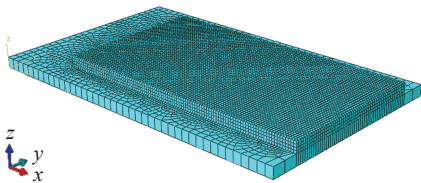
采用对流换热边界条件^[9],

$$k \frac{\partial T}{\partial n} = h(T - T_a) \quad (2)$$

式中, k 为导热系数; h 为对流换热系数; T_a 为环境温度。

计算得到的热输入功率作为面热源加入有限元模型中,等效为搅拌头在搅拌摩擦增材过程中的移动,有限元模型和试验件的对比如图1所示。

通过 Monte Carlo 模型计算搅拌摩擦增材制造过程中的晶粒生长。在选定的区域内,计算系统的总能量^[10],



(a) 有限元模型



(b) 试验件

图1 有限元模型与试验件对比

Fig.1 Comparison of finite element model and experimental specimen

$$E = -J \sum_{i=1}^m (\delta_{q_i q_j} - 1) \quad (3)$$

式中, J 为格点能量计算常数; δ 为克罗内克符号; q_i 和 q_j 为相邻格点的晶粒取向。

在每一步中,随机选取格点,更改其晶粒取向为相邻的晶粒取向,并计算能量的改变,按照下式确定是否接受晶向的改变,

$$p = \begin{cases} 1, & \Delta E \leq 0 \\ e^{\frac{\Delta E}{k_B T}}, & \Delta E > 0 \end{cases} \quad (4)$$

式中, k_B 为玻尔兹曼常数; T 为温度; ΔE 为能量改变。

依照下式计算 Monte Carlo 步和实际温度历史曲线的对应关系^[11],

$$(MCS)^{(n+1)n_1} = \left(\frac{L_0}{K_1 l} \right)^{n+1} + \frac{(n+1)\alpha C_1^n}{(K_1 l)^{n+1}} \sum \left[\exp^n \left(-\frac{Q}{RT_i} \right) t_i \right] \quad (5)$$

式中, L_0 为初始晶粒(格点)尺寸; K_1 、 n_1 、 l 为模型常数,分别对应生长曲线的截距、最大斜率和初始格点步长; α 、 n 为比例常数; R 为气体常数; Q 为激活能,具体可以参见文献[12-13]。

搅拌摩擦增材过程中,析出相会随温度的变化发生变化,搅拌摩擦焊接过程中,焊接温度不足以使析出相完全固溶,在搅拌头经过之后的降温过程中,析出相不断析出和溶解,形核率为^[14],

$$j = j_0 \exp \left(-\frac{\Delta G_{het}^*}{RT} \right) \exp \left(-\frac{Q_d}{RT} \right) \quad (6)$$

式中, j_0 为系数,取为 $3.07 \times 10^{36} \# / (m^3 \cdot s)$; R 为气体常数,取为 $8.314 J / (mol \cdot K)$; T 为温度,单位为 K; Q_d 为 Mg 原子扩散激活能,取为 $130 kJ / mol$; ΔG_{het}^* 为临界形核能。

析出相粒子长大速度为^[14]:

$$v = \frac{dr}{dt} = \frac{\bar{C} - C_i}{C_p - C_i} \frac{D}{r} \quad (7)$$

式中, D 为扩散系数; r 为粒子半径。粒子的临界半径 r^* 定义为:

$$r^* = \frac{2\gamma V_m}{RT} \left(\ln \left(\frac{\bar{C}}{C_c} \right) \right)^{-1} \quad (8)$$

式中, γ 为沉淀相单位界面能; V_m 为沉淀相单位摩尔体积。

析出相的体分比为:

$$f_v = \frac{C_0 - \bar{C}}{C_p - \bar{C}} \quad (9)$$

铝合金材料的强度由3方面决定:纯铝基体晶体的贡献、固溶强化和沉淀强化,可表示为:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \sigma_{ss} + \sigma_p \quad (10)$$

通过建立屈服强度与硬度的回归方程,可计算得到硬度值。具体计算细节参考文献[14]。

$$HV = 0.33\sigma_y + 16.0 \quad (11)$$

结果与讨论

搅拌摩擦增材过程中,搅拌头转速为 $1000 r / min$,焊速为 $100 mm / s$ 。第1层焊接后要对焊缝进行打磨,故有限元模型在每层焊接后有 $30 min$ 冷却。搅拌摩擦增材制造的温度场分布如图2所示。工件上轴肩覆盖区以下的位置温度相对较高,到工件边缘温度逐渐降低。第1增材层焊接时最高温度为 $393.7^\circ C$,如图2(a)所示;第2增材层焊接时最高温度为 $336.2^\circ C$,如图2(b)所示。可以看出搅拌摩擦增材中焊接第1层温度比焊接第2层温度高。

搅拌摩擦增材中两块工件上距焊缝 $8 mm$ 处温度曲线如图3所示。选取测量温度变化的位置与具体温度曲线如图3(a)和图3(b)表示。可知,第1增材层最高温度大于第2增材层,第1增材层会经历两次的温升。温度的计算为下面析出相演化的计算和晶粒生长的模拟奠定了基础。

图4显示了第1、第2增材层在整个增材过程中,距离焊缝中心 $8 mm$ 处析出相粒子数以及平均半径的变化历程。可以观察到,第1增材层在第1次升温过程中,平均粒子半

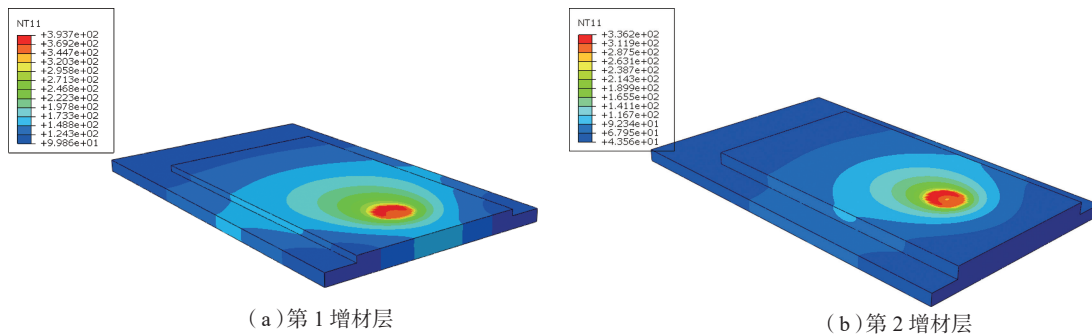


图2 不同增材层焊接时温度云图
Fig.2 Temperature distribution of different welding layers

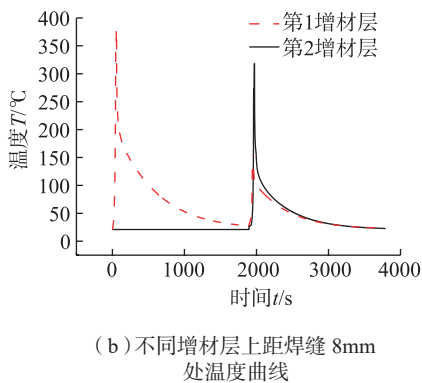
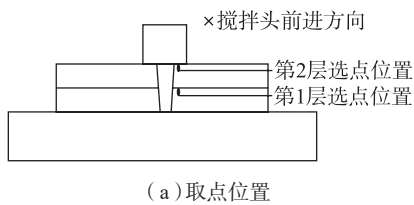


图3 距焊缝中心8mm处温度曲线
Fig.3 Timehistories of points 8mm far away from welding line in SZ

径会随着温度的上升急剧增大,同时粒子数会发生剧烈的下降。可以认为在这一过程中,体积小于当前临界半径的粒子大量的回溶于基体,少量大于临界半径的粒子发生粗化。当材料达到峰值温度后,开始迅速冷却,同时,粒子平均半径迅速减小,粒子数出现小幅度的增加,随着温度逐渐达到室温,粒子数和平均粒子半径达到一个稳定的值。

在重加热中,第1增材层能够达到的峰值温度较低,粒子数出现小幅度的增加,而平均粒子半径则出现小幅度的减小。

第2增材层无重加热阶段。在升温过程中,平均粒子半径小幅度的增加,而粒子数在升温过程中急剧下降。随着温度的下降,基体析出少量体积较小的粒子,导致粒子数增加,

平均半径下降,但增加及下降的值均较小。

图5显示了屈服强度及硬度的变化。第1增材层在第1次温度上升的过程中,屈服强度和硬度急剧下降,并在降温的过程中逐渐上升。在重加热过程中的,第1增材层在升温阶段屈服强度及硬度出现小幅度的上升,随着温度的下降逐渐平稳。

第2增材层在升温阶段屈服强度和硬度急剧下降,但相比与第1增材层的第1次升温阶段,下降幅度相对较小。随着温度的下降屈服强度及硬度出现小幅度的上升并逐渐平稳。最终,第1增材层的数值模拟硬度值为70.89HV,实际硬度值为69HV,误差为2.7%,屈服强度值为166.32MPa;第2增材层的数值模拟硬度值为81.34HV,实际硬度值为

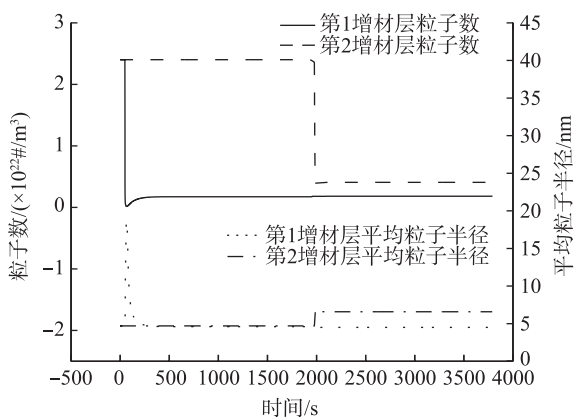


图4 析出相粒子数和平均粒子半径变化
Fig.4 Variations of particle number and mean particle radius of precipitate

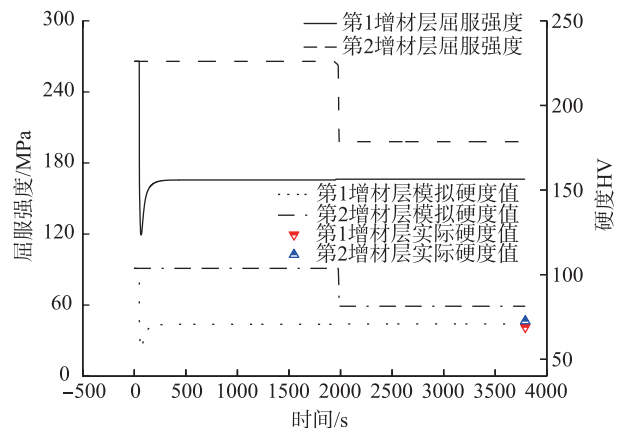


图5 屈服应力和硬度变化
Fig.5 Variations of yield stress and hardness

72.6HV, 误差为 12%, 屈服强度值为 197.99MPa。由于较大的平均粒子半径及较多的粒子数, 第 2 增材层的硬度值相对第 1 增材层的硬度值更高。

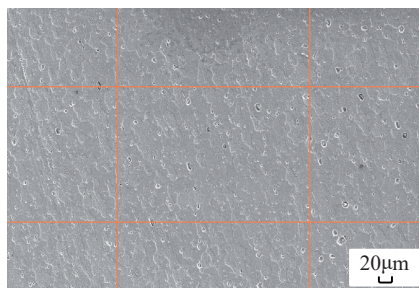
搅拌摩擦增材中两层的微观结构演变过程不同导致焊后晶粒尺寸的差异。KWM 计算后得到的析出相体积分数应用到蒙特卡洛模型中。析出相的晶粒取向数取 $q+1$, 不参与能量的计算与取向数之间变化。图 6 描述了焊后工件距焊缝 8mm 处试验与数值模拟结果。图 6 (b) 和 (d) 数值模拟结果中白色部分为析出相, 是由计算得到的析出相体分比代入 Monte Carlo 模型中, 模拟析出相对晶粒生长的影响。图 6 (a) 和图 6 (c) 中的直线为计算晶粒个数位置, 平均晶粒尺寸 = 总长度 / 晶粒个数。由图 6 可知, 第 1 增材层平均晶粒尺寸小于第 2 增材层。这是由于第 1 增材层的搅拌区在第 2 层焊接时经历了重加热与重搅拌, 搅拌区晶粒重新破碎至细小晶粒, 在第 2 次升温下, 晶粒粗化长大。第 2 次升温的最高温度小于第 2 层增材层焊接的最高温度, 导致了下层较小的晶粒尺寸。

搅拌摩擦增材中不同层的搅拌区晶粒尺寸有差异, 如图 7 所示。随着距焊缝中心距离 L 增大, 晶粒尺寸逐渐变小。距焊缝中心 8mm 处, 第 1 增材层试验的晶粒尺寸为 $9.9\mu\text{m}$, 数值模拟结果为 $9.1\mu\text{m}$, 误差为 8%; 第 2 增材层试验的晶粒尺寸为 $11.1\mu\text{m}$, 数值模拟结果为 $12.17\mu\text{m}$, 误差为 8.79%。

图 8 显示了硬度与微观结构的数值模拟计算和试验的误差比较, 可以看出数值模拟的结果和试验结果匹配良好, 验证了加入析出相体积分数的蒙特卡洛模型的可行性。

结论

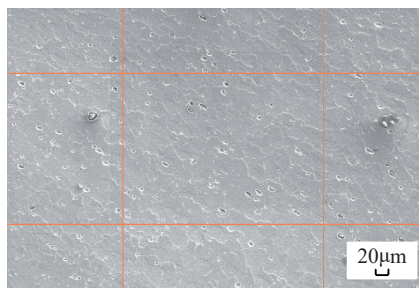
本文基于 ABAQUS 利用移动热源与生死单元法建立搅拌摩擦增材的有限元模型, 模拟了焊接时工件的



(a) 第 1 增材层微观扫描图片



(b) 第 1 增材层数值模拟结果



(c) 第 2 增材层微观扫描图片



(d) 第 2 增材层数值模拟结果

图 6 不同增材层距焊缝中心 8mm 处微观结构
Fig.6 Microstructure on different welding layers

温度场分布。将采用 KWN 法计算的析出相体积分数应用到蒙特卡洛法中, 预测焊后工件微观结构演变规律, 得到以下结论:

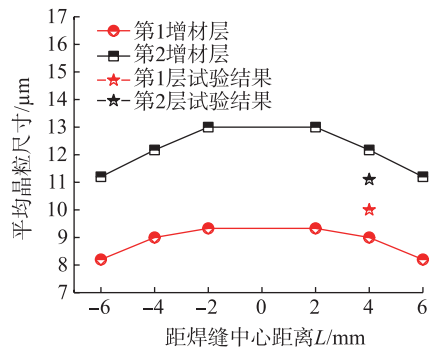


图 7 距焊缝不同位置晶粒尺寸

Fig.7 Average grain size at different positions

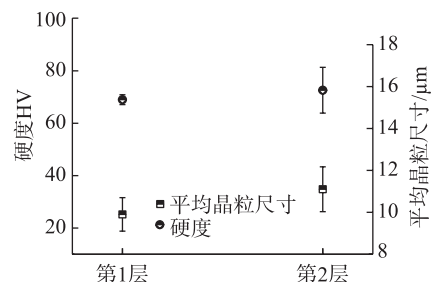


图 8 硬度与晶粒尺寸数值模拟误差

Fig.8 Numerical simulation error of hardness and average grain size

(1) 不同增材层之间的晶粒大小和形貌由于重搅拌和重加热的作用而存在差异。

(2) 由于温度曲线的变化导致析出相粒子数和平均半径发生变大, 而导致力学性能出现差异, 在试验验证的基础上, 通过数值模拟解释了差异产生的具体机理。

参考文献

[1] PALANIVEL S, NELATURU P, GLASS B, et al. Friction stir additive manufacturing for high structural performance through microstructural control in an Mg based WE43 alloy[J]. Materials & Design, 2015, 65: 934-952.

[2] MAO Y Q, KE L M, HUANG C P, et al. Formation characteristic, microstructure, and mechanical performances of aluminum-based components by friction stir additive manufacturing [J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 83: 1637-1647.

[3] SHARMA A, VIJENDRA B, ITO K, et al. A new process for design and manufacture of tailor-made functionally graded composites

through friction stir additive manufacturing[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2017, 26: 122-130.

[4] YU H Z, JONES M E, BRADY G W, et al. Non-beam-based metal additive manufacturing enabled by additive friction stir deposition[J]. Scripta Materialia, 2018, 153: 122-130.

[5] 东青, 李卫东, 杨滨, 等. 6061 铝合金先进摩擦增材制造 (AFAM) 复合强化机理控性试验的研究[J]. 世界有色金属, 2018, 6: 1-5.

DONG Qing, LI Weidong, YANG Bin, et al. Experiments on strengthening the 6061 aluminum alloy mechanical properties using advanced friction additive manufacturing (AFAM) process[J]. World Nonferrous Metals, 2018, 6: 1-5.

[6] 王析凯, 邢丽, 徐卫平, 等. 工艺参数对铝合金搅拌摩擦增材制造成形的影响[J]. 材料工程, 2015, 43(5): 8-12.

WANG Xinkai, XING Li, XU Weiping, et al. Influence of process parameters on formation of friction stir additive manufacturing on aluminum alloy[J]. Journal of Materials

Engineering, 2015, 43(5): 8-12.

[7] 孙金睿, 朱海, 赵华夏, 等. 铝合金搅拌摩擦增材制造工艺参数对成型效果的影响[J]. 热加工工艺, 2018, 47(15): 37-42.

SUN Jinrui, ZHU Hai, ZHAO Huaxia, et al. Influence of process parameters of friction stir additive manufacturing of aluminum alloy on forming effect[J]. Hot Working Technology, 2018, 47(15): 37-42.

[8] RIAHI M, NAZARI H. Analysis of transient temperature and residual thermal stresses in friction stir welding of aluminum alloy 6061-T6 via numerical simulation[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2011, 55(1-4): 143-152.

[9] LIENHARD J H. A heat transfer textbook[M]. Massachusetts: Phlogiston, 2003.

[10] ZHANG Z, WU Q, GRUJICIC M, et al. Monte Carlo simulation of grain growth and welding zones in friction stir welding of AA6082-T6[J]. Journal of Materials Science, 2016, 51(4): 1882-1895.

[11] WU Q, ZHANG Z. Precipitation-induced grain growth simulation of friction-stir-welded

AA6082-T6[J]. Journal of Materials Engineering & Performance, 2017, 26(5): 2179-2189.

[12] 张昭, 吴奇, 万震宇, 等. 基于蒙特卡洛方法的搅拌摩擦焊接晶粒生长模拟[J]. 塑性工程学报, 2015, 22(4): 172-177.

ZHANG Zhao, WU Qi, WAN Zhenyu, et al. Monte Carlo based simulation of grain growth in friction stir welding[J]. Journal of Plasticity, 2015, 22(4): 172-177.

[13] 张昭, 胡超平, 吴奇. 基于三维蒙特卡洛方法的搅拌摩擦焊晶粒生长模拟[J]. 塑性工程学报, 2017, 24(3): 231-236.

ZHANG Zhao, HU Chaoping, WU Qi. Three dimensional Monte Carlo simulation of grain growth in friction stir welding[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2017, 24(3): 231-236.

[14] ZHANG Z, WAN Z Y, LINDGREN L E, et al. The simulation of precipitation evolutions and mechanical properties in friction stir welding with post-weld heat treatments[J]. Journal of Materials Engineering & Performance, 2017, 26(12): 5731-5740.

通讯作者: 张昭, E-mail: zhangz@dlut.edu.cn。

Integrated Modelling of Microstructure and Mechanical Property in Friction Stir Additive Manufacturing

ZHANG Zhao¹, TAN Zhijun¹, LI Jianyu¹, ZU Yufei²

(1. State Key Laboratory of Structural Analysis for Industrial Equipment, Department of Engineering Mechanics, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China;

2. School of Aeronautics and Astronautics, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

[ABSTRACT] As a new solid state additive manufacturing technology, friction stir additive manufacturing is developed based on friction stir welding. For the re-stirring and re-heating phenomena in friction stir additive manufacturing, both experimental and numerical methods are used for analysis. Monte Carlo method is used to calculate the microstructural evolutions. The precipitate distributions are calculated by the developed precipitate evolution model. The hardness distributions on different additive manufactured layers are then calculated. Experimental data is compared to show the validities of the numerical models. Results indicate that different grain sizes and morphologies can be found due to the existences of re-stirring and re-heating. The variations of particle numbers and mean radii of precipitates on different layers, caused by different temperature histories, can lead to the different mechanical properties. The mechanism for the generation of different mechanical properties in different layers are explained by numerical simulations in combination with experimental validation.

Keywords: Additive manufacturing; Friction stir additive manufacturing; Monte Carlo method; Precipitate; Mechanical property; Re-stirring; Re-heating

(责编 海山)