DOI: 10.3901/JME.2020.06.213

铝合金搅拌摩擦搭接焊温度-再结晶-析出相-力学性能一体化数值模拟*

张 昭^{1,2} 谭治军^{1,2} 李健宇^{1,2} 苑红磊^{1,2} 刘伟巍³

(1. 大连理工大学工程力学系 大连 116024;

2. 大连理工大学工业装备结构分析国家重点实验室 大连 116024;

3. 大连理工大学机械工程学院 大连 116024)

摘要: 采用移动热源模型计算铝合金搅拌摩擦搭接焊工艺过程的温度场, 结合析出相演化模型计算焊接工艺过程中的析出相平均半径和体分比。通过析出相演化模型计算得到的析出相体分比与 Monte Carlo 模型结合, 计算搅拌区内考虑析出相作用的再结晶行为, 得到的晶粒形貌在有限元重构, 用于晶体塑性力学计算模型, 预测搅拌区内材料的力学性能, 从而建立铝合金搅拌摩擦搭接焊温度-再结晶-析出相-力学性能的一体化计算模型, 对所模拟的三种搭接焊工况进行同样工艺条件下的试验, 通过试验和数值模型的对比验证了所提出的一体化计算模型的有效性。

关键词: 搅拌摩擦焊; 搭接焊; Monte Carlo 模型; 析出相计算; 力学性能

中图分类号: TG451

Integrated Numerical Simulation of Temperature-recrystallization-precipitate-mechanical Property in Friction Stir Lap Welding of Aluminum Alloy

ZHANG Zhao^{1,2} TAN Zhijun^{1,2} LI Jianyu^{1,2} YUAN Honglei^{1,2} LIU Weiwei³

(1. Department of Engineering Mechanics, Dalian University of Technology, Dalian 116024;

2. State Key Laboratory of Structural Analysis for Industrial Equipment, Dalian University of Technology, Dalian 116024;

3. School of Mechanical Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024)

Abstract: Moving heat source model is used to calculate the temperature distributions in friction stir lap welding. Precipitate evolution model is then combined to calculate the mean radius and volume fraction of the precipitates. The precipitate volume fraction, obtained from the precipitate evolution model, is combined with Monte Carlo model to simulate the recrystallization with consideration of the precipitate contributions. The obtained grain morphologies are re-built in finite element models, which are used for the crystal plasticity model. The mechanical behavior in the stirring zone is then predicted. The integrated model of temperature-recrystallization-precipitate-mechanical property is then completely established. Three cases of friction stir lap welding, whose parameters are identically the same with the numerical models, are performed in experiments. The comparison of experimental and numerical data can validate the proposed integrated model.

Key words: friction stir welding; lap welding; Monte Carlo model; precipitate calculation; mechanical property

0 前言

搅拌摩擦焊接技术在轻质合金的对接焊^[1-2]、搭接焊^[3-4]、增材制造^[5-6]方面具有明显优势, 在航空航天、船舶、汽车、火车等制造业领域取得了工业应用。

搅拌摩擦焊接的一体化数值模拟技术可以实现从工艺过程参数、温度、微观结构和力学性能的一体化研究, 是实现搅拌摩擦焊接技术智能化控制的重要环节。由于数值计算的高效性和稳定性, 一体化数值模拟的数据结果也可以形成对试验数据的补充, 从而为大数据分析提供重要帮助。因此, 对搅拌摩擦焊接开展焊接温度-再结晶-析出相-力学性能的一体化计算是有必要的。

实现焊接温度-再结晶-析出相-力学性能的一体

* 国家自然科学基金(11572074)和辽宁省自然科学基金(2019-KF-05-07)资助项目。20190816 收到初稿, 20191005 收到修改稿

化计算主要包括:① 焊接温度的数值模拟;② 微观结构的数值模拟;③ 力学性能的计算。针对每一部分,目前均有前期工作开展,然而,基于这些工作,发展一体化计算模型的工作相对较少,而这一工作对搅拌摩擦焊接的智能化发展和大数据研究非常重要。

针对焊接温度的数值模拟,目前主要采用基于移动热源的热输入模型和基于接触模型的网格重剖分模型和任意拉格朗日-欧拉模型。基于移动热源的热输入模型^[7-9]是建立在热源输入理论分析的基础上得到的,能够给出完善的热输入理论推导过程,计算成本相对较低,效率较高。基于接触模型的网格重剖分模型和任意拉格朗日-欧拉模型分为控制轴向压力和控制轴向位移两种方式,通过能量在搅拌头和焊接构件上的分配,计算温升,焊接构件的温升包括摩擦耗散能和塑性耗散能,其中摩擦耗散占据主要贡献^[10]。基于接触模型的网格重剖分模型可以用于搅拌头的受力和疲劳寿命评估^[11-12]。

针对微观结构的数值模拟,主要包括三类模型,元胞自动机模型^[13]、Monte Carlo 模型^[14]和基于 Z 参数的经验模型^[15]。基于材料流动可以计算应变率,和温度一起构成微观结构数值模拟的前提条件,用于计算形核率和晶粒长大。元胞自动机模型和 Monte Carlo 模型均可以实现结构从无序到有序的转变,并应用于晶粒生长模型中,两者的区别主要在于,在计算晶粒生长的过程中,原胞自动机模型中的每个点的选取都有固定的坐标,可以较为方便的实现晶粒生长的控制,而 Monte Carlo 模型依赖于随机选点,当所选取的点晶向变化为其邻居的类型时,能量增大的情况下需要遵循 Boltzmann 概率。在明确建立实际物理模型和晶粒生长模型关联的基础上,元胞自动机模型和 Monte Carlo 模型在模拟微观结构方面是等效的。

最终焊缝质量评估的重要方面之一是焊缝的力学性能。焊缝力学性能的计算主要包括基于析出相演化模型的力学性能计算^[16-17]和晶体塑性力学模型^[18-19]。析出相计算模型虽然针对的是析出相等微观结构,但是其本质上是一种宏观模型,通过温度变化历史计算析出相平均尺寸和体分比的变化,针对析出相增强型合金,将力学性能指标分为固溶强化、位错/析出相交作用和晶粒贡献三部分,从而计算屈服极限和强度极限。晶体塑性模型可以提供多晶体结构的力学行为曲线,单晶粒结构力学性能指标的选取对计算结果的影响很大。析出相计算模型和晶体塑性力学模型的结合对于合理预测焊接区域微观结构对应的力学性能具有重要意义。

1 搭接焊试验

采用 HT-JM16 搅拌摩擦焊机进行搭接焊试验,采用 Al6061 铝合金,铝板的尺寸为 200 mm×110 mm×4 mm,搅拌头轴肩直径为 24 mm,采用锥形搅拌针,直径为 6~8 mm,搅拌头转速为 1 000 r/min,焊速为 100 mm/min,搭接尺寸分别为 26 mm、36 mm 和 48 mm。通过试验得到的试样如图 1 所示。

(a) 26 mm

(b) 36 mm

(c) 48 mm

图 1 搅拌摩擦搭接焊试件

试验过程中采用红外测温仪对搭接焊进行温度测量,得到的温度云图数据与移动热源模型的计算结果进行比较,为移动热源模型提供验证。采用 DHV-1000Z 硬度计进行硬度测量,为析出相演化模型得到的力学性能指标提供验证。

2 计算流程

在搅拌摩擦焊接中,工艺参数对微观结构影响的研究工作相对较多,也有一部分工作针对焊后力学性能计算,包括上文提及的晶体塑性模型和析出相计算模型,然而,将工艺-微观结构-力学性能综合在一起进行一体化分析的工作相对较少,这也是

本文研究的的目的和意义。一体化计算流程如图 2 所示, 其中, 采用移动热源模型计算焊接过程中的温度变化, 以之作为输入条件, 分别输入 Monte Carlo 模型和析出相计算模型中, 进行计算。

图 2 一体化计算流程图

在一体化计算模型中, 需要关注析出相计算得到的体分比要反映到 Monte Carlo 模型的能量计算中, 实现数据在两种模型中的传递。Monte Carlo 模型得到的晶粒形貌, 在有限元模型中, 采用映射法进行重构, 在 Monte Carlo 模型中, 晶粒采用具有取向的格子表征, 在 Hypermesh 中建立具有相同尺寸和数量的格子(即单元), 通过两者之间的映射, 得到晶体塑性模型, 用 Fortran 编制 Abaqus 用户子程序, 进行力学性能的分析与计算。在这个过程中, 析出相模型用于对模型设定进行校对, 以确保力学性能曲线中的关键力学性能指标与析出相计算模型保持一致, 即与试验测试数据保持一致。

3 移动热源模型

采用移动热源模型模拟搅拌摩擦焊接工艺过程, 其中最重要的是确定热输入, 如下^[20]

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

式中, η 为流入焊接构件的摩擦热比例, μ 为摩擦因数, 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。

针对热过程的有限元求解格式为

$$C\dot{T} + KT = P \quad (2)$$

式中, C 为热容矩阵; K 为热传导矩阵; T 和 $\dot{T}$ 分别为节点温度列阵和节点温度对时间的导数列阵; P 为温度载荷列阵。

对有限元格式求解可以得到温度场。有限元模型中包含 29 160 个节点和 21 120 个单元。在焊缝附近的有限元进行局部加密, 以确保有限元求解的精度。根据文献[21], 焊接构件与空气之间的对流换热系数取为 $30 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ 。焊接构件的热物理参数是温度的函数, 见文献[21]。

通过有限元模型求解, 得到搭接量为 26 mm 时的温度场, 并与试验观测结果和数据进行比较, 以确定模型在温度预测上的准确性, 如图 3 所示。

(a) 有限元结果 (°C)

(b) 试验红外观测结果 (°C)

(c) 试验与数值模型量化对比

图 3 试验与数值模型温度场对比

通过有限元计算结果和试验结果的对比可以验证有限元数值模型在温度计算方面的有效性和正确性。进一步修改工况,得到不同搭接量下的温度场,如图 4 所示。随着搭接量的增加,焊接峰值温度下降,温度数值的变化对微观结构演变具有重要影响。

图 4 不同搭接量下的温度场(°C)

4 Monte Carlo 模型

Monte Carlo 模型的原理是随机改变格子取向,查看能量变化,如式(3)所示^[14]

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

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

通过上述原理,可以实现微观结构从无序向有序的转变。采用 Monte Carlo 模型模拟再结晶,需要引入具体的物理背景,以反映具体的物理问题,再结晶的形核率如式(4)所示^[6]

$$\dot{n} = N_0 \dot{\varepsilon} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

式中, N_0 是常数, $N_0 = (10^{24}/s)/m^3$, Q 是活化能, R 是气体常数, T 是温度。

应变率可以通过式(5)评估和计算^[6]

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\omega \pi r_e}{L_e} \quad (5)$$

式中, r_e 和 L_e 分别是搅拌区的有效宽度和有效深度。

晶粒长大时 Monte Carlo 步和真实时间/温度曲线的对应关系如式(6)所示^[14]

$$(MCS)^{(n+1)n_1} = \left(\frac{L_0}{K_1 l}\right)^{n+1} + \frac{(n+1)\alpha C_1^n}{(K_1 l)^{n+1}} \sum \left[\exp\left(-\frac{Q}{RT_i}\right) t_i \right] \quad (6)$$

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[14]。

Monte Carlo 模型预测搅拌摩擦焊接再结晶已经通过多次验证, 是较为成熟的模型, 因此, 直接选取 $100 \mu m \times 100 \mu m$ 的区域作为研究对象, 基于 Monte Carlo 模型计算得到的不同搭接量下的再结晶计算结果, 如图 5 所示。随着搭接量的增加, 焊接温度下降, 使晶粒细化, 搭接量为 26 mm 时, 平均晶粒尺寸为 $12 \mu m$, 搭接量为 36 mm 时, 平均晶粒尺寸下降为 $10.79 \mu m$, 当搭接量进一步增加到 48 mm 时, 平均晶粒尺寸为 $10.44 \mu m$ 。

Monte Carlo 晶粒计算模型中考虑了析出相对晶粒的作用, 析出相计算结果来源于下面析出相计算模型。

图 5 不同搭接量下的搅拌区晶粒

5 析出相计算模型

在温度的作用下, 原有铝合金中的析出相发生溶解, 并在降温过程中析出, 伴随着析出相平均半径和体分比的增加, 作为析出相增强型材料, 6 系铝合金析出相对材料的强化作用远大于晶界。在降温过程中, 析出相的形核率为^[17]

$$j = j_0 \exp\left(-\frac{\Delta G_{het}^*}{RT}\right) \exp\left(-\frac{Q_d}{RT}\right) \quad (7)$$

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

析出相的长大速度为^[17]

$$v = \frac{dr}{dt} = \frac{\bar{C} - C_i}{C_p - C_i} \frac{D}{r} \quad (8)$$

式中, D 为扩散系数; r 为粒子半径。

铝合金的力学性能(屈服强度)由三部分组成^[23-24]

$$\sigma_y = \sigma_0 + \sigma_{ss} + \sigma_p \quad (9)$$

式中, 包含晶粒贡献、固溶相贡献和析出相贡献, 其中, 后两者占主要贡献, 晶界贡献通过被忽略^[22], 析出相演化模型求解的具体求解流程见文献[23-24]。屈服强度和硬度线型相关, 通过试验与数值结果的对照, 可以得到两者相关关系的经验公式如下^[17]

$$HV = 0.33\sigma_y + 16.0 \quad (10)$$

通过数值计算得到的析出相计算结果, 与试验数值进行对比, 已验证模型的有效性, 如图 6 所示。

可以观察到, 在轴肩覆盖区域内, 试件硬度随着搭接量的增加而逐渐增加。以距焊缝中心线 2.5 mm 处析出相的粒子数密度分布为例, 可以很好地解释这一现象, 如图 7 所示。在粒子半径为 1.5~5 nm 的区间内, 三种搭接量试件的粒子数基本相同。而在粒子半径为 5~17.5 nm 的区间内, 可以发现随

图 6 不同搭接量时的数值和试验截面硬度对比

着搭接量的增加, 粒子数量逐渐减少, 且粒子的平均半径逐渐增加。由于大搭接量的试件含有较多的析出相粒子, 因此其沉淀强化作用较强, 在轴肩覆盖区域内硬度较高。

图 7 不同搭接量时距焊缝中心线 2.5 mm 处粒子数密度分布

6 晶体塑性力学模型

对于晶体塑性模型的计算, 采用率相关的本构模型, 在此模型中应变率与当前滑移系中的切应力关系为^[25]

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{a}^{(\alpha)} \left[\frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \right] \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \right|^{M-1} \quad (11)$$

式中, $g^{(\alpha)}$ 为参考切应力, $\dot{a}^{(\alpha)}$ 为参考切应变速率, M 为率敏感指数, $g^{(\alpha)}$ 的演化方程为

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \sum_{\beta=1}^n h_{\alpha\beta} |\dot{\gamma}^{(\beta)}| \quad (12)$$

式中, $h_{\alpha\beta}$ 为硬化系数, 其演化方程为

$$h_{\alpha\alpha} = h_0 \operatorname{sech}^2 \left| \frac{h_0 \gamma}{\tau_s - \tau_0} \right| \quad (13)$$

$$h_{\alpha\beta} = f h_{\alpha\alpha} \quad (14)$$

式中, h_0 为初始硬化模量, τ_0 为屈服应力, τ_s 为塑性变形的临界应力。

将 Monte Carlo 晶粒计算模型进行有限元模型重建, 得到不同搭接量下的有限元模型, 如图 8 所示。

(a) 26 mm

(b) 36 mm

(b) 48 mm

图 8 不同搭接量下的有限元模型

搅拌区弹性模量为 67 GPa, 泊松比为 0.33。初始硬化模量 h_0 和参考应变率 $\dot{\gamma}_0$ 来自文献[25]。对有限元模型施加边界条件, 计算不同搭接量时的力学

行为, 如图 9 所示, 其中, 搭接量对弹性模量几乎没有影响, 而屈服强度($\sigma_{0.2}$)随搭接量的增加, 分别为 135 MPa、149 MPa 和 168 MPa, 由析出相计算模型得到的屈服强度为 140 MPa、148 MPa、和 163 MPa, 相互对比如图 10 所示, 误差分别为 3.5%、0.7%和 3%, 相互之间的对照表明温度-再结晶-析出相-力学性能一体化模型的有效性。

图 9 不同搭接量下的力学行为

图 10 有限元与析出相计算结果对比

通过有限元计算得到的屈服强度与析出相计算得到的强度值对比分析可知, 两者误差很小, 计算中拟合得到的各搭接量下的率敏感系数 M 根据计算结果, 搭接量为 26 mm、36 mm 和 48 mm 时, 率敏感系数分别为 20、15 和 8。

7 结论

(1) 建立了搅拌摩擦搭接焊温度-再结晶-析出相-力学性能一体化计算模型, 以温度关联工艺过程模型和 Monte Carlo 模型及析出相演化模型, 并通过析出相体分比将 Monte Carlo 模型和析出相模型关联, 实现分析的一体化。

(2) 将考虑析出相体分比的 Monte Carlo 模型计算结果, 采用映射法进行有限元重构, 实现了基于晶体塑性理论的多晶体模型的力学性能研究。

(3) 基于一体化计算模型的计算结果, 显示搅

拌摩擦搭接焊中搅拌区内材料弹性模量随搭接量几乎不变化, 而屈服强度和材料硬度随搭接量增加略有增加。

参 考 文 献

- [1] MA Z Y, FENG A H, CHEN D L, et al. Recent advances in friction stir welding/processing of aluminum alloys: microstructural evolution and mechanical properties[J]. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, 2018, 43: 269-333.
- [2] WANG G Q, ZHAO Y H, HAO Y F. Friction stir welding of high-strength aerospace aluminum alloy and application in rocket tank[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, 34: 73-91.
- [3] LIU H J, ZHAO Y Q, HU Y Y, et al. Microstructural characteristics and mechanical properties of friction stir lap welding joint of Alclad 7B04-T74 aluminum alloy[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, 78: 1415-1425.
- [4] HUANG Y X, WANG J C, WAN L, et al. Self-riveting friction stir lap welding of aluminum alloy to steel[J]. *Materials Letters*, 2016, 185: 181-184.
- [5] 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.
- [6] ZHANG Z, TAN Z J, LI J Y, et al. Experimental and numerical studies of re-stirring and re-heating effects on mechanical properties in friction stir additive manufacturing[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 104: 767-784.
- [7] ZHU Y C, CHEN G Q, CHEN Q L, et al. Simulation of material plastic flow driven by non-uniform friction force during friction stir welding and related defect prediction[J]. *Materials & Design*, 2016, 108: 400-410.
- [8] SHI L, WU C S. Transient model of heat transfer and material flow at different stages of friction stir welding process[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, 25: 323-339.
- [9] YANG X W, FENG W Y, LI W Y, et al. Numerical modelling and experimental investigation of thermal and material flow in probeless friction stir spot welding process of Al 2198-T8[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2018, 23: 704-714.
- [10] ZHANG Z, CHEN J T. Computational investigations on reliable finite element based thermo-mechanical coupled simulations of friction stir welding [J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, 60: 959-975.
- [11] ZHANG Z, WAN Z Y. Predictions of tool forces in friction stir welding of AZ91 magnesium alloy[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2012, 17(6): 495-500.
- [12] ZHANG Z, WU Q. Prediction of fatigue life of welding tool in friction stir welding of AA6061-T6[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, 86(9): 3407-3415.
- [13] SONG K J, DONG Z B, FANG K, et al. Cellular automaton modelling of dynamic recrystallisation microstructure evolution during friction stir welding of titanium alloy[J]. *Materials Science and Technology*, 2014, 30: 700-711.
- [14] 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: 1882-1895.
- [15] WAN Z Y, ZHANG Z, ZHOU X. Finite element modelling of grain growth by point tracking method in friction stir welding of AA6082-T6[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, 90: 3567-3574.
- [16] SIMAR A, BRECHET Y, de MEESTE B, et al. Sequential modeling of local precipitation, strength and strain hardening in friction stir welds of an aluminum alloy 6005A-T6[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55: 6133-6143.
- [17] 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 and Performance*, 2017, 26: 5731-5740.
- [18] HE W J, ZHENG L, XIN R L, et al. Microstructure-based modeling of tensile deformation of a friction stir welded AZ31 Mg alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 687: 63-72.
- [19] SUN G Q, GUO Y C, HAN X Q, et al. Fatigue modeling containing hardening particles and grain orientation for aluminum alloy FSW joints[J]. *Materials*, 2019, 12: 2024.
- [20] ZHANG Z W, ZHANG Z, ZHANG H W. Effect of residual stress of friction stir welding on the fatigue life of AA 2024-T351 joint[J]. *Proceedings of The Institution of Mechanical Engineers Part B-Journal of Engineering Manufacture*, 2015, 229: 2021-2034.
- [21] ZHANG Z W, ZHANG Z, ZHANG H W. Numerical investigations of size effects on residual states of friction stir weld[J]. *Proceedings of The Institution of Mechanical Engineers Part B-Journal of Engineering Manufacture*, 2014, 228(4): 572-581.
- [22] STARINK M J, DESCHAMPS A, WANG S C. The strength

- of friction stir welded and friction stir processed aluminium alloys[J]. Scripta Materialia, 2008, 58(5): 377-382.
- [23] MYHR O R, GRONG O, ANDERSEN S J. Modelling of the age hardening behaviour of Al-Mg-Si alloys[J]. Acta Materialia, 2001, 49(1): 65-75.
- [24] MYHR O R, GRONG O. Modelling of non-isothermal transformations in alloys containing a particle distribution[J]. Acta Materialia, 2000, 48(7): 1605-1615.
- [25] SUN G Q, CHEN Y J, WEI X H, et al. Crystal plastic modeling on fatigue properties for aluminum alloy friction stir welded joint[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 728: 165-174.
- 作者简介: 张昭(通信作者), 男, 1979 年出生, 博士, 教授, 博士生导师。主要研究方向为制造工艺力学。
E-mail: zhangz@dlut.edu.cn

第 9 届上银优秀机械博士论文奖——优秀奖

轴对称非球面绝对形状误差测量

作 者: 林炜晟

毕业学校: 台湾清华大学

指导教师: 宋震国 陈政寰

非球面光学元件表面形貌的干涉测量因须透过计算机全像片、零透镜等补偿元件提供与待测元件相匹配的理想非球面波前, 故需严谨与复杂的程序进行测量系统即包含干涉仪内部光路系统对准误差、参考球面镜头与补偿元件等误差的校正。然而, 测量结果亦包含镜片之夹持变形、承受重力的自重变形与测量环境的震动与气流扰动等信息, 此类误差源对中大口径、测量光程长的光学元件的面形检测影响尤其大。近年, 诸多文献探讨光学元件的绝对形状测量技术, 透过多组态的测量架构可将测量系统的误差校正至传感器像数等级, 但测量光路架构外的误差源除了重力透过镜片承受正、负重力下的测量平均与透过有限元素分析预测外, 鲜有一方法可从测量信息中判别其影响。本研究提出一种绝对形状误差测量法, 透过 Zernike coefficient 圆周向周期特征将光学元件表面形貌的非轴对称系数项予以解析, 并搭配随机球测量法将轴对称系数项予以解析, 解析后的 Zernike coefficient 经重新拟合波前误差可预测在无重力变形下的低空间频率形状误差。然而, 测量信息包含了 Zernike coefficient 可拟合的低空间频率与不可拟合之中、高空间频率形状误差, 将重建后的低空间频率误差图与中、高频空间频率误差图进行迭合即可得到全局高解析的绝对形状误差图。本研究透过光学仿真验证方法后并使用三种不同测量工具对球面光学元件进行测量比对, 探讨此方法的精确性与再现性。验证后, 应用于直径 300 cm 非球面反射镜的表面形状修正抛光, 使其形状误差优于波峰-波谷值 0.125 波长的规格。抛光后将反射镜组装于经有限元素软件优化设计的重力相消夹持机构, 将组装后形状误差与制程阶段测量结果进行比对, 其差异优于波峰-波谷值 0.01 波长与方均根值 0.001 波长。本研究提出的方法除可校正非球面形状误差测量时的测量系统误差外, 亦可预测在无重力、夹持固锁变形下的真实表面形状误差, 透过拟合平均结果亦可将环境干扰的因素予以排除, 未来可应用于更高精度非球面光学元件。