

7050 铝合金环件形变热处理残余应力多尺度分析

杨艳慧^{1,2}, 梁正霏^{1,2}, 陈贵江^{2,3,4}, 张智宏^{1,2}, 黄冠^{2,3}

(1. 西北工业大学 材料学院, 陕西 西安 710072)

(2. 西北工业大学 重庆科创中心, 重庆 401151)

(3. 重庆理工大学 材料科学与工程学院, 重庆 400054)

(4. 航空工业贵州安大航空锻造有限责任公司, 贵州 安顺 561005)

摘要: 铝合金环件在制备与加工过程中产生宏观残余应力的同时也会产生微观残余应力。宏观残余应力的释放和重新分布会引起工件在加工和服役过程中变形, 影响其尺寸精度, 与外力叠加后使工件强度降低, 降低工件疲劳极限。微观残余应力与外力的联合作用下, 易造成微区应力集中, 使工件在远小于屈服应力下局部产生微裂纹并导致断裂。影响铝合金锻件中残余应力最主要的工序是固溶处理后的淬火过程。本文采用盲孔法检测了7050铝合金环件固溶-冷胀形过程中的宏观残余应力, 并利用ABAQUS软件对7050铝合金环件固溶-冷胀形过程进行了宏观有限元仿真模拟, 系统分析了7050铝合金环件在固溶-冷胀形过程中的宏观残余应力演化规律, 得出在固溶淬火之后引入合适的冷胀形工艺可以大幅消减7050铝合金宏观残余应力。通过多尺度仿真方法的联合应用实现了残余应力的跨尺度分析: 基于晶体塑性有限元模拟方法, 根据宏观有限元模拟结果确定感兴趣微区, 提取该微区的应变历史, 利用ABAQUS软件将应变历史施加至对应位置的微观多晶模型上, 研究微观残余应力分布规律及其与微观组织的关系。

关键词: 7050 铝合金环件; 形变热处理; 残余应力; 有限元模拟; 晶体塑性

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)06-1465-08

1 引言

7050是一种典型的Al-Zn-Mg-Cu系超高强度铝合金, 具有较高的比强度、比刚度和断裂韧性, 被广泛应用于航空航天领域^[1-3]。作为可热处理强化铝合金, 7050铝合金构件通常需要经过固溶-淬火-时效的热处理工艺, 达到提高强度、韧性、耐腐蚀性及抗疲劳性能的目的^[4]。其中, 淬火阶段需要快速冷却得到过饱和固溶体以保证时效强化的优良效果^[2], 较大的淬火温度梯度导致材料发生不均匀塑性流动, 进而在构件内部产生较大的残余应力^[5]。而过大的残余应力会使构件在后续机加工和服役过程中产生变形甚至开裂, 降低构件的使用性能及寿命^[6-7]。因此, 研究7050铝合金固溶淬火后残余应力的消减具有重要意义。主流的残余应力消减方法主要有热处理法^[8-11]及机械法^[12-19]。其中, 机械法中的胀形方法尤为适合环形件的残余应力优化。Wang等^[16]发现, 冷胀形将2A14锥形筒锻件的淬火残余应力降低了85%。Lv等^[14,17]研究了胀形对TC4合金环件轧制残余应力的影响, 仿真和实验结果表明, 胀形可以提高环件环轧后残余

应力的均匀性。李俊衡等^[18]利用有限元仿真模拟方法, 得出在0.25%~4%胀形量下, 胀形能显著降低2219铝合金的淬火残余应力。本课题组^[19]前期利用有限元仿真和实验相结合的方法, 研究了在淬火与时效之间引入冷胀形工艺对2219铝合金残余应力的影响。到目前为止, 国内外对7xxx系铝合金环件淬火残余应力消减工艺的研究较少。本实验以轧制后的7050铝合金环件为研究对象, 对其进行固溶淬火和冷胀形, 利用盲孔法检测环件冷胀形前后的残余应力, 并结合有限元仿真模拟, 系统研究7050铝合金环件在固溶-冷胀形过程中的残余应力分布规律, 分析冷胀形工艺对7050铝合金淬火残余应力的消减作用, 为提高航空航天用7xxx系铝合金环件性能提供参考。

根据平衡范围的不同, 残余应力可分为三类^[20]: 第一类残余应力, 又称宏观残余应力, 是存在于构件整体或较大尺寸范围内并保持平衡的应力, 前文所提到的残余应力均为第一类残余应力; 第二类残余应力是在晶粒尺寸水平上的残余应力; 第三类残余应力是存在于晶粒内部的残余应力; 通常把第二类和第三类残余应力统称为微

收稿日期: 2025-11-18

基金项目: 重庆市技术创新与应用发展专项重点项目

作者简介: 杨艳慧, 女, 1979年生, 博士, 副教授, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88460530, E-mail: yangyh@nwpu.edu.cn

观残余应力。宏观残余应力过大会引起构件在加工和服役中变形,降低其使用性能。而微观残余应力与外力的联合作用下,易造成微区应力集中,使得在远小于屈服强度的应力作用下工件局部产生微裂纹导致开裂。相比于宏观残余应力,目前对微观残余应力的研究较少,一方面由于其尺寸较小($\text{nm}\sim\mu\text{m}$),检测表征的方法较少且成本较高;另一方面,在微观尺度上进行残余应力的模拟仍比较困难。晶体塑性理论^[21-22]是一种基于晶体材料塑性变形机理和连续介质力学理论的本构理论,能准确描述材料介观尺度的不均匀变形和微观组织的演化规律。将反映材料微结构信息的晶体塑性理论与有限元方法相结合,即晶体塑性有限元法,可模拟得到晶粒尺度上的残余应力分布^[23-26]。本工作利用宏观有限元模拟和晶体塑性有限元模拟相结合的跨尺度模拟方法,研究工作 7050 铝合金环件淬火-冷胀形过程中某一微区的残余应力分布规律,并进一步研究微观残余应力与其微观组织的内在联系。

2 实验

2.1 实验材料及实验方案

采用贵州航宇科技发展股份有限公司制备的一件轧制态 7050 铝合金母环,尺寸为 $\Phi 438\text{ mm}\times\Phi 340\text{ mm}\times 73\text{ mm}$ 。沿母环轴向两等分并机加工得到 2 个尺寸均为 $\Phi 438\text{ mm}\times\Phi 345\text{ mm}\times 30\text{ mm}$ 的实验环件,实物如图 1 所示。实验所用 7050 铝合金主要化学成分如表 1 所示。

表 2 为两实验环件 A1、A2 的形变热处理实验方案。A1、A2 环件的实验流程详见图 2,其中 A2 环件固溶后进行胀形量为 3% 的冷胀形实验。

盲孔法检测面为环件任一端面和外环面,参见图 3,

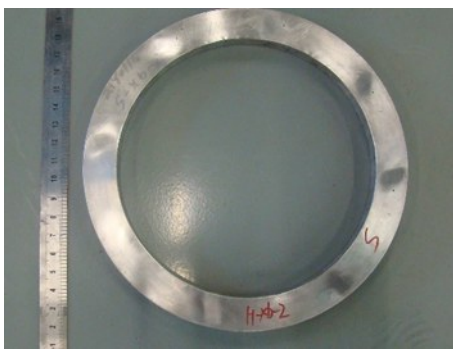


图 1 7050 铝合金环件实物图
Fig.1 Appearance of 7050 aluminum alloy ring

表 1 7050 铝合金主要化学成分

Table 1 Main chemical composition of 7050 aluminum alloy (wt%)

Zn	Mg	Cu	Zr	Si	Al
5.82	2.21	2.14	0.10	0.03	Bal.

表 2 7050 铝合金环件形变热处理及残余应力检测方法
Table 2 Thermomechanical treatment and residual stress detection method of 7050 aluminum alloy ring

Ring	Experiment	Residual stress detection
A1	Solution	Blind hole method
A2	Solution-cold bulging	Blind hole method

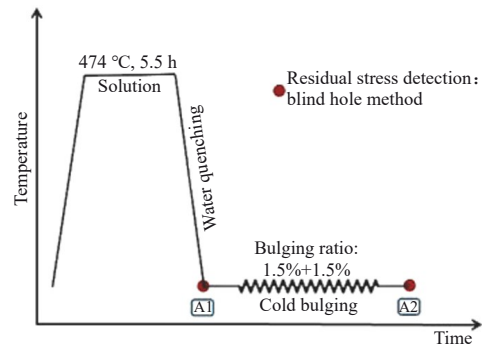


图 2 7050 铝合金环件实验流程
Fig.2 Experimental process of 7050 aluminum alloy ring

每个检测表面取 8 个均匀分布的检测点,每个检测点间隔 45° ,端面检测点位于径向 1/2 壁厚处,外环面检测点位于轴向 1/2 环件高度处。盲孔法残余应力检测中制孔直径约 2.0 mm,深度为 2~2.3 mm,制孔设备采用步进伺服控制电火花机,释放应变采集设备采用济南 Sigmar 公司生产的 ASMB2-8 型应变采集箱,电阻应变计采用中航电测 BE120-2CA-K 型电阻应变计。

2.2 有限元模拟

2.2.1 宏观有限元模拟

在 ABAQUS 有限元软件中建立 7050 铝合金实验环件对应的三维热力耦合模型,分别模拟环件的淬火和 3% 冷胀形过程。由于环件固溶温度较高,在该温度下环件屈服强度较低,可认为环件成形过程中产生的残余应力很大部分在固溶处理时已被消除^[27],因此在淬火模拟中假设环件在淬火前的初始残余应力为 0。将环件固溶淬火后的残余应力、应变的分布和几何模型作为冷

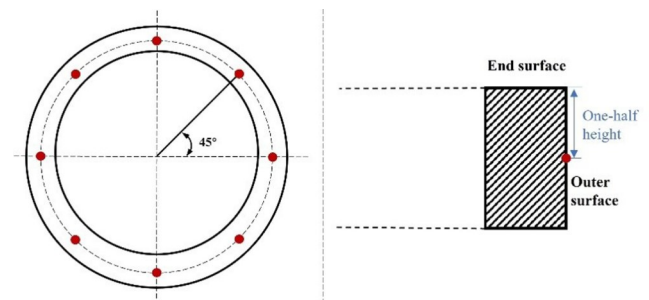


图 3 盲孔法残余应力检测位置
Fig.3 Position of residual stress detected by blind hole method

胀形过程模拟的初始条件, 胀形过程几何模型如图4所示, 采用12个分块的扇形模具, 每个胀形模具的圆心角为30°, 模具外径为320 mm, 与实际实验中胀形模具尺寸一致, 模具沿着环件径向以均匀的速度移动, 速度为1 mm/s, 每次胀形后, 模具旋转15°, 以减小模具间隙产生的影响。

2.2.2 晶体塑性有限元模拟

在有限变形框架中, 变形梯度 \mathbf{F} 可以通过乘法分解为弹性和塑性两部分:

$$\mathbf{F} = \mathbf{F}_e \mathbf{F}_p \quad (1)$$

式中, \mathbf{F}_e 为弹性变形梯度, 表示晶格的畸变和刚性转动; \mathbf{F}_p 为塑性变形梯度, 表示位错滑移导致的剪切变形。塑性变形梯度的变化率可表示为:

$$\dot{\mathbf{F}}_p \mathbf{F}_p^{-1} = \sum_{\alpha=1}^N \dot{\gamma}^\alpha \mathbf{m}_0^\alpha \otimes \mathbf{n}_0^\alpha \quad (2)$$

式中, $\dot{\gamma}^\alpha$ 为滑移系 α 的剪切应变率, \mathbf{m}_0^α 和 \mathbf{n}_0^α 分别为参考构型中滑移系 α 的单位滑移方向向量和单位滑移面法向量, N 为滑移系数数量, 本研究的7050铝合金属于 fcc 结构材料, 具有12个滑移系。

根据 Schmid 定律, 当滑移系上的分切应力 τ^α 大于临界分切应力时, 该滑移系将开动。第 α 个滑移系的分切应力 τ^α 定义为:

$$\tau^\alpha = (\mathbf{m}^\alpha \otimes \mathbf{n}^\alpha) : \boldsymbol{\sigma} \quad (3)$$

式中, \mathbf{m}^α 和 \mathbf{n}^α 分别为当前构型中第 α 个滑移系上的单位滑移方向向量和单位滑移面法向量, $\boldsymbol{\sigma}$ 为 Cauchy 应力。

采用 Asaro^[28] 提出的基于幂指数函数的塑性流动法则, 滑移系 α 的剪切应变率可表达为:

$$\dot{\gamma}^\alpha = \dot{\gamma}_0^\alpha \left| \frac{\tau^\alpha}{g^\alpha} \right|^n \text{sgn}(\tau^\alpha) \quad (4)$$

式中, $\dot{\gamma}_0^\alpha$ 为参考剪切应变率, n 表示应变率敏感性系数, g^α 表示滑移系 α 的滑移阻力, 受到初始滑移阻力、晶粒尺

寸和位错密度演化等多种因素的影响, 其可表示为:

$$g^\alpha = g_0^\alpha + \frac{K_{HP}}{\sqrt{D_g}} + \mu b \sqrt{\sum_{\beta=1}^N G_{\alpha\beta} \rho_{SSD}^\beta} \quad (5)$$

式中, g_0^α 表示初始滑移阻力; $\frac{K_{HP}}{\sqrt{D_g}}$ 表示晶粒尺寸对滑移阻力的影响, 其中, K_{HP} 为 Hall-Petch 系数, D_g 为平均晶粒尺寸; $\mu b \sqrt{\sum_{\beta=1}^N G_{\alpha\beta} \rho_{SSD}^\beta}$ 表示位错密度对滑移阻力的影响, 其中, μ 为材料的剪切模量, b 为 Burgers 矢量的模, $G_{\alpha\beta}$ 为 12×12 的滑移系相互作用矩阵, 由6个独立的常数 $\alpha_0 \sim \alpha_5$ 组成, 它们的具体值如表3^[29]所示, ρ_{SSD}^β 为 β 滑移系上的统计存储位错密度 (statistically stored dislocation, SSD)。

采用 Kocks-Mecking 方程^[30] 描述 SSD 密度的演化:

$$\rho_{SSD}^\alpha = \frac{1}{b} \left(\frac{\sqrt{\rho_{SSD}^\alpha + \rho_{GND}^\alpha}}{K} - 2\gamma_c \rho_{SSD}^\alpha \right) |\dot{\gamma}^\alpha| \quad (6)$$

式中, K 为位错增殖系数, γ_c 为位错临界湮灭距离, ρ_{GND}^α 为 α 滑移系上的几何必需位错密度 (geometrically necessary dislocation, GND), GND 密度演化规律如下:

$$\rho_{GND}^\alpha = \frac{\dot{\gamma}^\alpha}{b} \text{curl}[\mathbf{n}_0^\alpha \mathbf{F}_p] \quad (7)$$

基于 ABAQUS 软件, 通过 Fortran 语言编写 UMAT 子程序以实现上述晶体塑性本构模型, ABAQUS 和 UMAT 的计算流程如图5所示。

基于 Voronoi 多面体建模方法, 采用 Voronoi 3D 插件建立 7050 铝合金的代表性体积单元 (representative volume element, RVE) 模型, 如图6所示。RVE 模型中共含有166个晶粒, 晶粒大小及分布基于如图6所示的7050铝合金实验环的 EBSD 的统计结果。由于建立的 RVE 模型中存在小晶粒, 为使小晶粒在模拟过程中不被

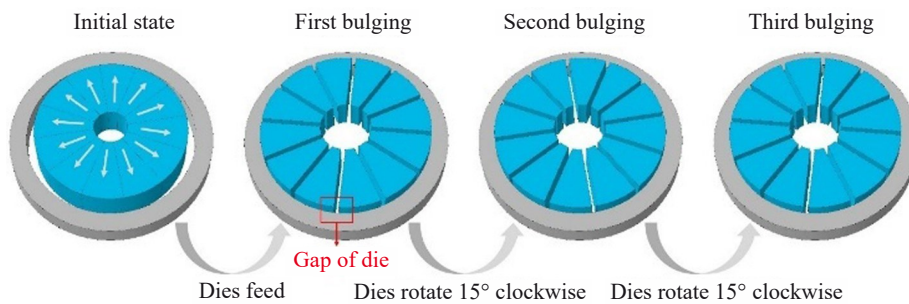


图4 7050 铝合金环件冷胀形过程宏观有限元模型

Fig.4 Macroscopic finite element model of cold bulging process of 7050 aluminum alloy ring

忽略, 将模型离散为250 047个六面体单元, 单元类型为 C3D8。设定模型的晶粒取向为随机分布。

标定本构模型中的参数是开展晶体塑性有限元法 (crystal plasticity finite element method, CPFEM) 模拟的

表3 滑移系相互作用矩阵系数

Table 3 Coefficient of interaction matrix of slip systems^[29]

α_0	α_1	α_2	α_3	α_4	α_5
0.1	0.22	0.30	0.38	0.16	0.45

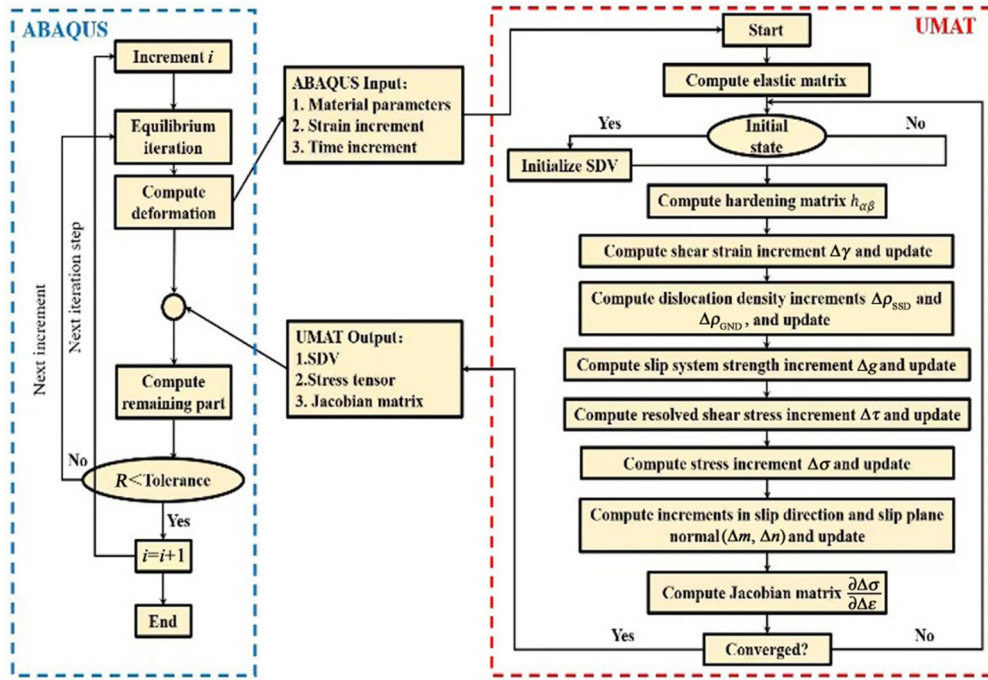


图5 ABAQUS-UMAT 计算流程图
Fig.5 Flow chart of ABAQUS-UMAT calculation

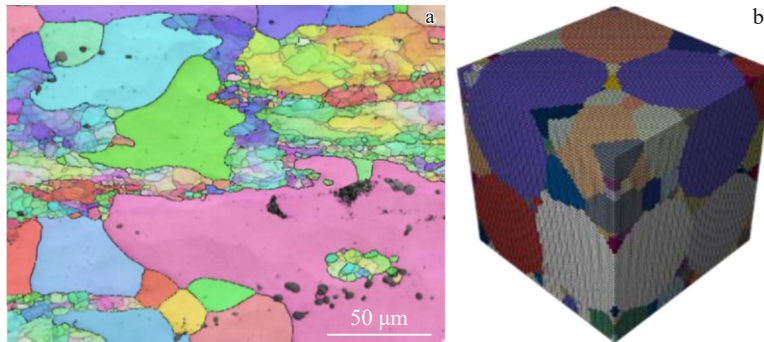


图6 7050 铝合金实验环EBSD结果及RVE模型
Fig.6 EBSD results (a) and RVE model (b) of 7050 aluminum alloy experimental ring

关键步骤，直接影响模拟结果的可靠性。本文根据文献中对 7xxx 系铝合金的研究结果，并采用拟合 RVE 模型的宏观应力-应变曲线与拉伸试验曲线的方法来获得材料参数，材料参数汇总如表 4 所示。材料参数获取的具体过程为：固定参数 C_{11} 、 C_{12} 、 C_{44} 、 μ 和 b 来自文献[31]；CPFEM 模型中 n 、 $\dot{\gamma}_0^a$ 、 $\rho_{0,SSD}$ 、 y_c 来自文献[32]； τ_0 和 K 参考文献[33]中的取值，并通过对比模拟和实验的应力应变曲

线来进行调整。CPFEM 模拟最终得到的拉伸应力-应变曲线与试验曲线对比如图 7 所示。

在模拟时对 RVE 模型施加周期性边界条件，该方法能够减少过约束问题，从而提高预测精度，其表达式如下：

$$\mathbf{u}^+ - \mathbf{u}^- = \bar{\boldsymbol{\varepsilon}}(\mathbf{x}^+ - \mathbf{x}^-) \quad (8)$$

式中，“+”和“-”表示 RVE 模型相对面上的节点， \mathbf{u} 表示位移矢量， \mathbf{x} 是模型相对面上节点的坐标， $\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}$ 为施加到模型

表 4 7050 铝合金晶体塑性本构模型参数
Table 4 Parameters of crystal plastic constitutive model of 7050 aluminum alloy

C_{11} /MPa	C_{12} /MPa	C_{44} /MPa	n	$\dot{\gamma}_0^a/s^{-1}$	τ_0 /MPa	μ /MPa	b /nm	$\rho_{0,SSD}/\mu m^{-2}$	K	y_c /nm
100 000	60 900	28 300	10	0.001	170	28 000	0.286	1	25	3.57

Note: C_{11} , C_{12} and C_{44} —elastic constants, n —strain rate sensitivity coefficient, $\dot{\gamma}_0^a$ —reference shear strain rate, τ_0 —initial slip resistance, μ —shear modulus, b —Burgers' vector magnitude, $\rho_{0,SSD}$ —initial SSD density, K —dislocation formation constant, y_c —dislocation critical annihilation distance

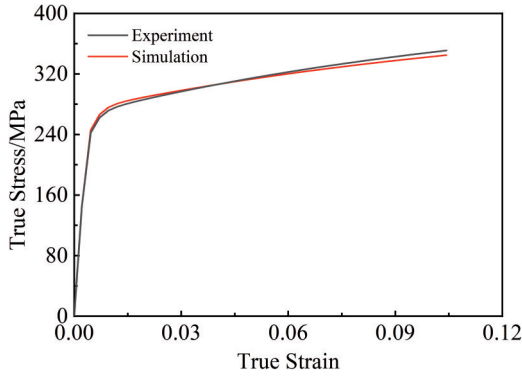


图7 CPFEM 模拟和实验得到的真应力-真应变曲线对比

Fig.7 Comparison of true stress-true strain curves obtained from CPFEM simulation and experiment

上的应变张量。

3 结果与分析

3.1 7050 铝合金环件固溶淬火宏观残余应力分析

模拟得到的 7050 铝合金环件固溶淬火后的残余应力分布如图 8 所示,模拟结果显示,环件淬火后形成了较大的残余应力,且为“内拉外压”分布。淬火初期,表层或轮缘先冷区域因受冷而收缩,使温度较高的心部承受压应力;反之,心部后冷区域使温度较低的表层承受拉应力。随后,待心部开始冷却时,其收缩倾向受到已冷表层的牵制而承受拉应力;外层相应地呈压应力^[27]。

由图 8b、8c 和 8d 可知,环件淬火后心部周向残余应力在 273~339 MPa,径向残余应力在 150~203 MPa,心部的轴向残余应力相对较小,在-15~107 MPa,这符合文献 [27]中描述的对于径向尺寸明显大于轴向尺寸的工件,

残余应力难以在轴向积累。端面周向残余应力在 -191~-257 MPa,径向残余应力在-269~-322 MPa。外环面周向残余应力在-257~-323 MPa,轴向残余应力在 -259~-300 MPa。内环面周向残余应力在-257~-323 MPa,轴向残余应力在-259~-300 MPa。

图 9 为盲孔法测得的 7050 铝合金淬火后的残余应力分布(表 2 中 A1 环)。淬火后,环件表面存在较大的压缩残余应力。在端面,周向残余应力值在-250 MPa 左右,径向残余应力值在-280 MPa 左右。在外环面,周向残余应力值在-320 MPa 左右,轴向残余应力值在-300 MPa 左右,实验与模拟结果数值上相符合。

3.2 7050 铝合金环件固溶淬火-冷胀形宏观残余应力分析

模拟得到的 7050 铝合金环件冷胀形后的残余应力分布如图 10 所示。模拟结果显示,环件冷胀形后的残余应力依旧表现为“内拉外压”,环件冷胀形后心部周向残余应力在 42~178 MPa,径向残余应力在 31~150 MPa,轴向残余应力在 17~121 MPa。端面周向残余应力在-60~-162 MPa,径向残余应力在-49~-248 MPa。外环面周向残余应力在-26~-128 MPa,轴向残余应力在-18~-227 MPa。内环面周向残余应力在-94~-162 MPa,轴向残余应力在-18~-88 MPa。无论是表面还是心部残余应力较淬火后都有大幅度的消减,且冷胀形后靠近内环处的残余应力比远离内环处的残余应力小。这是因为冷胀形利用材料的弹塑性变形特性,通过附加载荷,与残余应力叠加后在局部引起塑性变形,从而改变了 7050 铝合金环件原有的残余应力场的大小和分布形态^[27]。

图 11 为盲孔法测得的 7050 铝合金冷胀形后的残余应力分布(表 2 A2 环)。在端面,周向残余应力值在

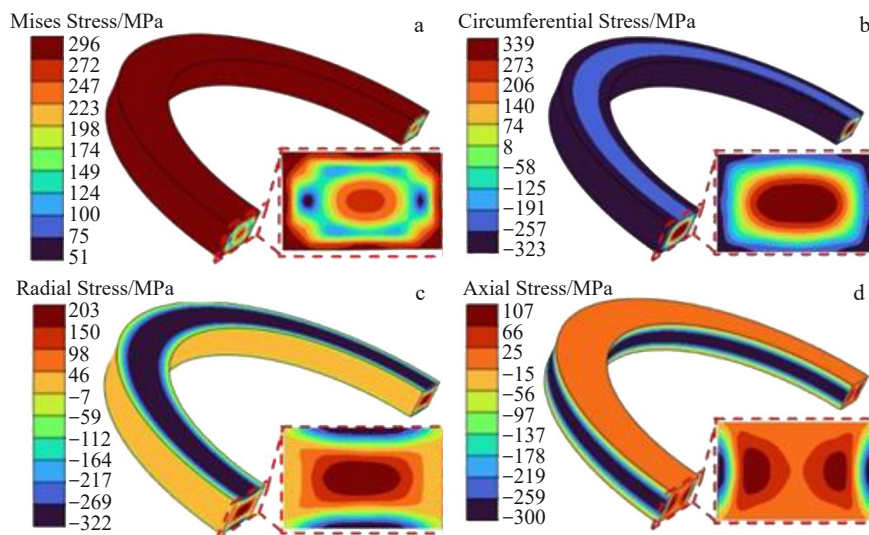


图8 7050 铝合金环件固溶淬火后残余应力分布云图

Fig.8 Residual stress distribution cloud diagrams of 7050 aluminum alloy ring after solution quenching: (a) Mises stress, (b) circumferential stress, (c) radial stress, and (d) axial stress

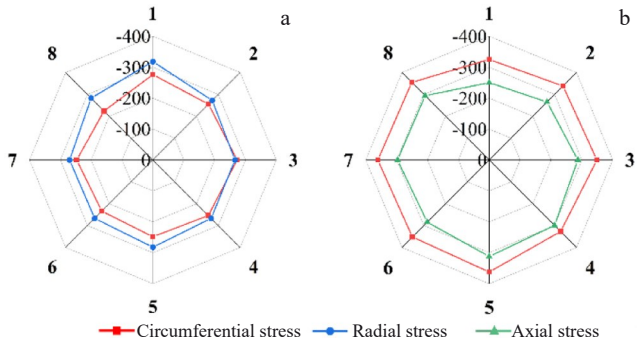


图9 7050 铝合金环件固溶淬火后盲孔法残余应力检测结果
Fig.9 Detection results of residual stress of 7050 aluminum alloy ring by blind hole method after solution quenching: (a) end surface and (b) outer surface

-90 MPa 左右, 径向残余应力值在-100 MPa 左右。在外环面, 周向残余应力值与轴向残余应力值在-90 MPa 左右。实验与模拟结果数值上相符合。表5总结了实验所测得的3%变形量的冷胀形对7050铝合金淬火残余应力的消减程度, 冷胀形后, 环件表面残余应力较淬火后有了明显的降低, 降低幅度为70%左右。

3.3 微观残余应力分析

基于7050铝合金环件淬火的宏观模拟, 将心部1/2壁厚1/2高度处的应变值施加于所创建的RVE模型上, 得到该位置处的淬火微观残余应力如图12所示。微观残余应力呈现不均匀分布及跳跃性分布, 主要集中在晶界、三叉晶界处, 小晶粒比大晶粒处的残余应力大。这是因为淬火过程中, 几何必需位错在晶界处塞积导致应力

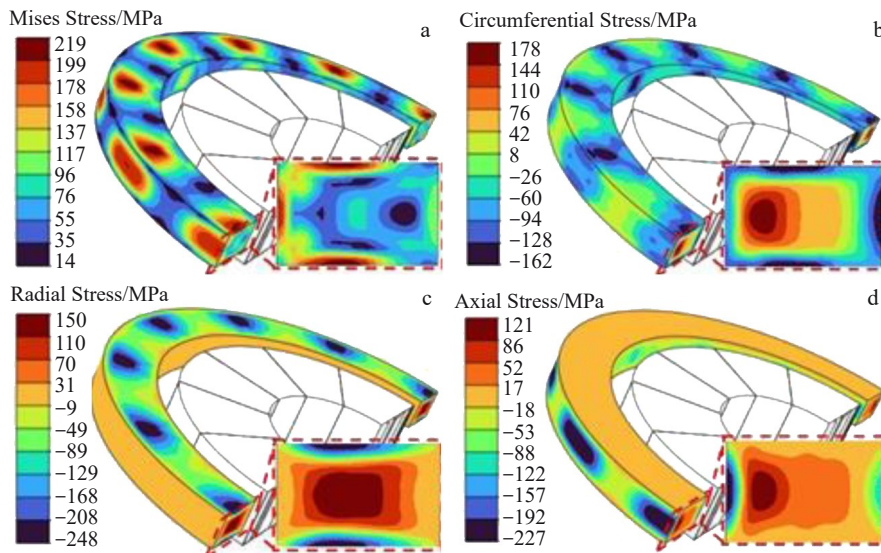


图10 7050 铝合金环件冷胀形后残余应力分布云图
Fig.10 Residual stress distribution cloud diagrams of 7050 aluminum alloy ring after cold bulging: (a) Mises stress, (b) circumferential stress, (c) radial stress, and (d) axial stress

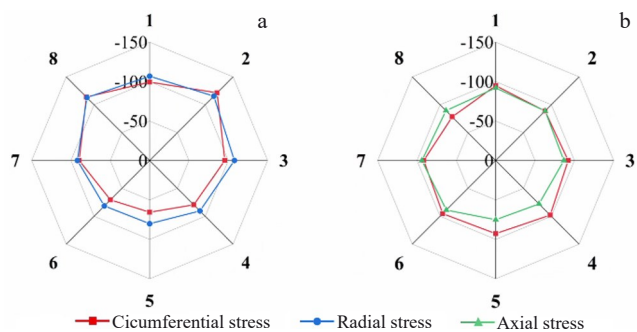


图11 7050 铝合金环件冷胀形后盲孔法残余应力检测结果
Fig.11 Detection results of residual stress of 7050 aluminum alloy ring by blind hole method after cold bulging: (a) end surface and (b) outer surface

表5 冷胀形对7050铝合金环件淬火残余应力的消减程度
Table 5 Reduction degree of quenching residual stress of 7050 aluminum alloy ring by cold bulging

End surface		Outer surface	
Circumferential stress	Radial stress	Circumferential stress	Axial stress
63%	65%	74%	70%

将图12所示的应力状态作为初始应力场赋予给一个新的RVE模型, 再将冷胀形过程7050铝合金环件心部1/2壁厚1/2高度处宏观模拟所得到的如图13所示的应变历史施加于该RVE模型上, 得到该位置处的胀形微观残余应力如图14所示。

可见, 经过冷胀形后, 7050铝合金微区应力集中得到明显改善。

集中; 由Hall-Petch效应可知, 小晶粒因尺寸效应导致更高滑移阻力, 使小晶粒处残余应力增大。

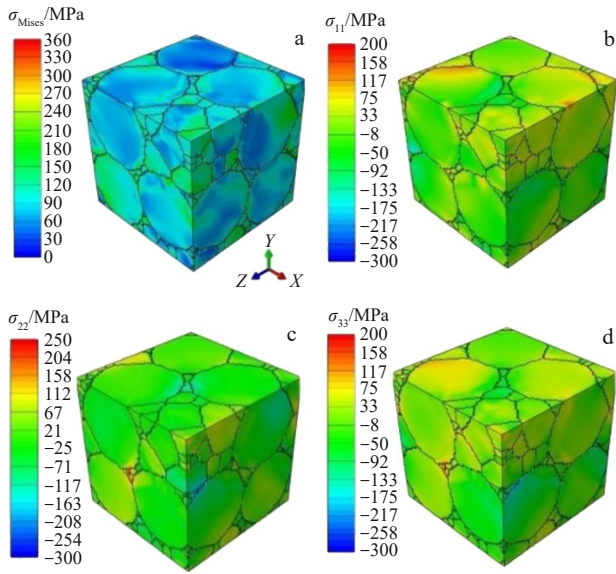


图12 7050 铝合金环件淬火后微观残余应力分布云图

Fig.12 Microscopic residual stress distribution cloud diagrams of 7050 aluminum alloy ring after quenching

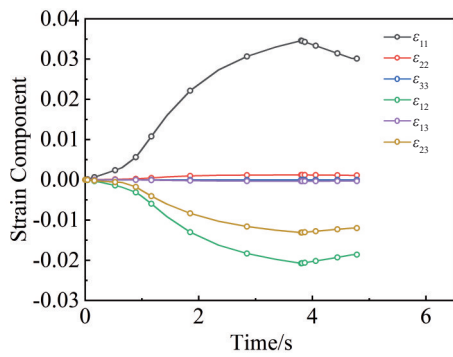


图13 7050 铝合金环件冷胀形应变历史

Fig.13 Cold bulging strain history of 7050 aluminum alloy ring

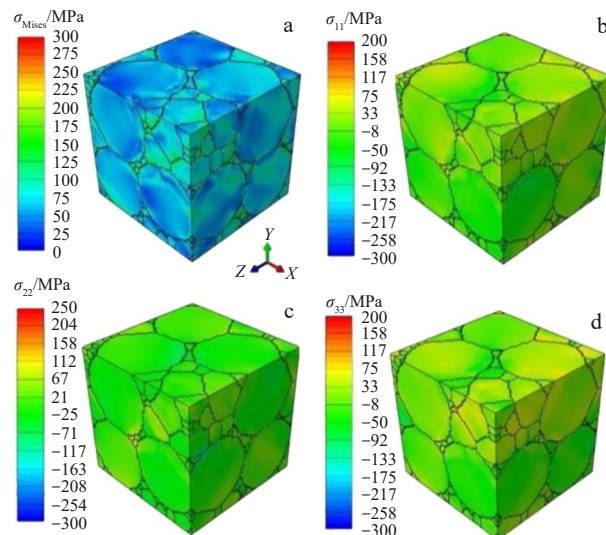


图14 7050 铝合金环件冷胀形微观残余应力分布云图

Fig.14 Microscopic residual stress distribution cloud diagrams of 7050 aluminum alloy ring after cold bulging

4 结论

1) 7050 铝合金环件固溶淬火后, 形成了较大的残余应力; 经过 3% 冷胀形, 残余应力得到有效降低, 降低幅度为 70% 左右。

2) 采用宏观有限元模拟和晶体塑性有限元模拟相结合的跨尺度模拟方法, 研究了 7050 铝合金环件淬火-冷胀形过程中某一微区的残余应力分布规律。

3) 微观残余应力分布具有明显的不均匀性, 在晶界和三叉晶界处存在着明显的应力集中。小晶粒比大晶粒残余应力值大。

4) 合适的胀形工艺(本研究为 3% 冷胀形)可降低 7050 铝合金环件微区应力集中程度。

参考文献 References

[1] Zhang X S, Chen Y J, Hu J L. *Progress in Aerospace Sciences*[J], 2018, 97: 22

[2] Kang L, Zhao G, Wang G D *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28(11): 2162

[3] Madariaga A, Vazquez E, Foster D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 909: 146817

[4] Zhao Jiahang(赵佳航), Wang Jianguo(王建国), Liu Dong(刘东) *et al. Materials China(中国材料进展)*[J], 2026, 45(1): 30

[5] Robinson J S, Tanner D A, Truman C E *et al. Materials Characterization*[J], 2012, 65: 73

[6] Li J G, Wang S Q. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2017, 89: 997

[7] Akhtar W, Lazoglu I, Liang S. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2022, 76: 106

[8] Wu Q, Wu J, Zhang Y D *et al. International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2019, 157: 111

[9] Lv N, Liu D, Yang Y H *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2021, 112(11): 3415

[10] Sun Y S, Jiang F L, Zhang H *et al. Materials & Design*[J], 2016, 92: 281

[11] Aba-Perea P E, Withers P J, Pirling T *et al. Materials & Design*[J], 2019, 50(8): 3555

[12] Zhu J J, Yuan W H. *Metals*[J], 2021, 11(4): 614

[13] Zhang Xinfang(张新房), Xiang Siqi(向思齐), Yi Kun(易坤) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2022, 58(5): 581

[14] Lv N, Liu D, Hu Y *et al. Engineering Failure Analysis*[J], 2022, 137: 106269

[15] Lan J, Wei H, Hua L. *Procedia Manufacturing*[J], 2020, 50: 510

[16] Wang B X, Yi Y P, Huang S Q *et al. Metals*[J], 2021, 11(5): 717

[17] Lv N, Liu D, Wang J G *et al. Archives of Civil and Mechanical Engineering*[J], 2023, 23(3): 200

[18] Li Junheng(李俊衡), Wu Yunxin(吴运新), Gong Hai(龚海). *Heat Treatment of Metals(金属热处理)*[J], 2021, 46(7): 114

[19] Yang Yanhui(杨艳慧), Zhang Zhihong(张智宏), Chen Xinyi(陈欣怡) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料)*

- 料与工程)[J], 2023, 52(10): 3355
- [20] Macherauch E. *Advances in Surface Treatments: Residual Stresses*[M]. Karlsruhe: Institut für Werkstoffkunde I, Universität Karlsruhe, 1987: 1
- [21] Zhang Haiming(章海明), Xu Shuai(徐帅), Li Qian(李倩) *et al. Journal of Plasticity Engineering(塑性工程学报)*[J], 2020, 27(5): 12
- [22] Roters F, Eisenlohr P, Hantcherli L *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58(4): 1152
- [23] Hu D J, Grilli N, Wang L *et al. Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 2022, 161: 104822
- [24] Chen W, Voisin T, Zhang Y *et al. Nature Communications*[J], 2019, 10(1): 1
- [25] Chatterjee K, Ko J Y P, Weiss J T *et al. Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 2017, 109: 95
- [26] Alawadi A, Abdolvand H. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 2020, 135: 103799
- [27] Bi Zhongnan(毕中南), Qin Hailong(秦海龙), Liu Pei(刘沛) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2023, 59(9): 1144
- [28] Asaro R J. *Advances in Applied Mechanics*[J], 1983, 23: 1
- [29] Arsenlis A, Parks D M. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 2002, 50(9): 1979
- [30] Kocks U F, Mecking H. *Progress in Materials Science*[J], 2003, 48(3): 171
- [31] Wang J, Chen T J, Zhou C Z. *Tribology International*[J], 2020, 156: 106841
- [32] Roters F, Wang Y W, Kuo J C *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2004, 6(8): 653
- [33] Zhao Yingjie(赵英杰), Hu Guang(胡广), Ma Shengguo(马胜国) *et al. Hot Working Technology(热加工工艺)*[J], 2024, 53(14): 79

Multi-scale Analysis of Residual Stress in Thermomechanical Treatment Process of 7050 Aluminum Alloy Ring

Yang Yanhui^{1,2}, Liang Zhengfei^{1,2}, Chen Guijiang^{2,3,4}, Zhang Zhihong^{1,2}, Huang Guan^{2,3}

(1. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Chongqing Technology Innovation Center, Northwestern Polytechnical University, Chongqing 401151, China)

(3. School of Materials Science and Engineering, Chongqing University of Technology, Chongqing 400054, China)

(4. Aviation Industry Guizhou Anda Aviation Forging Co., Ltd, Anshun 561005, China)

Abstract: In the process of preparing and processing aluminum alloy rings, micro residual stress is generated, while macro residual stress is also generated. The release and redistribution of macro residual stress cause the deformation of the workpiece during processing and service, which will affect its dimensional accuracy. The superposition of macro residual stress and external force reduces the strength and fatigue limit of the workpiece. Under the combined action of micro-residual stress and external force, it is easy to cause stress concentration in the micro-area, so that the workpiece produces micro-cracks under far less than the yield stress, and ultimately fractures. The most important process affecting the residual stress in aluminum alloy forgings is the quenching process after solution treatment. In this paper, the macro residual stress of 7050 aluminum alloy ring during solution-cold bulging process was detected by blind hole method, and the macro finite element simulation of 7050 aluminum alloy ring during solution-cold bulging process was carried out by ABAQUS software. The macro residual stress evolution law of 7050 aluminum alloy ring during solution-cold bulging process was analyzed. It is concluded that the introduction of appropriate cold bulging process after solution quenching can greatly reduce the macro residual stress of 7050 aluminum alloy. The cross-scale analysis of residual stress is realized by the combined application of multi-scale simulation methods: Based on the crystal plastic finite element simulation method, the micro-area of interest is determined according to the macro-finite element simulation results, and the strain history of the micro-area is extracted. The strain history is applied to the micro-polycrystal model at the corresponding position by ABAQUS software to study the distribution law of micro-residual stress and its relationship with the microstructure.

Key words: 7050 aluminum alloy ring; thermomechanical treatment; residual stress; finite element simulation; crystal plasticity

Corresponding author: Yang Yanhui, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88460530, E-mail: yangyh@nwpu.edu.cn