

基于晶体塑性有限元的航空齿轮超声振动辅助磨削残余应力计算与试验验证

邹润湘^{1,2} 唐进元^{1,2} 周伟华^{1,2} 叶世杰^{1,2} 李方成³ 杨玉典⁴

(1. 中南大学 极端服役性能精准制造全国重点实验室, 长沙 410083)

(2. 中南大学 机电工程学院, 长沙 410083)

(3. 中国航发湖南动力机械研究所, 株洲 412002)

(4. 中国航发中传机械有限公司, 长沙 410200)

摘要:【目的】航空齿轮对表面完整性要求严苛, 超声振动辅助磨削(Ultrasonic Vibration-Assisted Grinding, UVAG)有助于提升齿面残余压应力与抗疲劳性能, 但其热-力-微观塑性耦合机制仍需进一步阐明。为此, 建立同时考虑超声振动与热-力耦合的晶体塑性有限元模型(Crystal Plasticity Finite Element Model, CPFEM), 以实现齿面残余应力的正向预测, 并揭示超声调控机制。【方法】构建齿面随动坐标系与磨削接触几何, 推导UVAG条件下的摩擦衰减、切向磨削力与瞬态热流模型; 在CPFEM中引入超声软化项与温度软化项, 完成12Cr2Ni4A合金钢材料参数的标定, 并建立表层/层深双尺度多晶模型; 在Abaqus-UMAT框架下开展不同磨削参数与工况仿真; 搭建UVAG试验平台, 采用嵌入式热电偶对磨削温升进行校核, 并通过X射线衍射(X-Ray Diffraction, XRD)逐层剥除法测量齿面及层深残余应力, 实现模型验证。【结果】基准工况下, 模型预测的齿面残余压应力峰值约为-369 MPa, 100 μm 处约-50 MPa, 与XRD实测的偏差 $\leq 20\%$; 不同工况下, 表面验证平均误差约为21%, 模拟值与试验值变化趋势一致。相较常规磨削, UVAG条件下残余压应力峰值提升20%~30%, 作用层深提高约50%。结果表明, UVAG通过抑制摩擦致热并促进多滑移协同与位错增殖, 可降低平均Taylor因子、提升滑移活动度、重构跨尺度应力场; 所建模型可用于航空齿轮UVAG残余应力预测与工艺参数优化。

关键词: 航空齿轮; 晶体塑性有限元模型; 超声振动辅助磨削; 热力耦合; 残余应力

中图分类号: TG58 **DOI:** 10.16578/j.issn.1004.2539.XXXX.XX.001

0 引言

航空齿轮在服役过程中承受复杂载荷, 其表面完整性对齿轮疲劳寿命和可靠性至关重要。其中, 磨削加工引入的残余应力场是影响齿轮表面完整性的关键因素^[1]。超声振动辅助磨削(Ultrasonic Vibration-Assisted Grinding, UVAG)技术因能显著提高磨削表面质量、延长砂轮寿命、提高加工精度, 在高强度齿轮精密加工中得到广泛关注^[2-3]。与传统磨削相比, 引入高频轴向超声振动可降低磨削力和磨削温度, 从而优化表层材料的应力状态^[4]。磨削过程中剧烈的弹塑性变形及瞬态高温会使齿轮材料表层发生显著的微观组织演变(如位错增殖、动态再结晶、

相变和织构重构等), 这些微观组织变化直接决定了残余应力的分布特征, 影响齿轮的接触疲劳强度和耐磨性能^[5]。因此, 深入研究UVAG条件下齿轮表层残余应力的形成机制, 对优化齿面强化效果、提升齿轮服役性能具有重要工程意义。

现有关于磨削残余应力的研究主要集中在宏观热力场建模和试验测量两个方面, 在超声振动对材料晶体塑性变形的细观作用机制上仍存在两大技术瓶颈。其一, 在超声-热-力耦合建模方面, 目前大多数学者采用宏观有限元方法预测磨削温度场和残余应力分布, 未充分考虑超声振动对晶体滑移的瞬态激励作用, 因而预测精度受限^[6-7]。ZHAO等^[8]建立齿

收稿日期: 2025-11-06 修回日期: 2026-01-14

基金项目: 国家自然科学基金项目(52205507)

作者简介: 邹润湘, 男, 1999年生, 湖南宁乡人, 博士研究生; 主要研究方向为超声振动辅助加工、齿轮传动精准设计制造等; runxiangzoucsu@163.com。

引用格式: 邹润湘, 唐进元, 周伟华, 等. 基于晶体塑性有限元的航空齿轮超声振动辅助磨削残余应力计算与试验验证 [J]. 机械传动, XXXX, XX (XX): 1-14.

ZOU Runxiang, TANG Jinyuan, ZHOU Weihua, et al. Calculation and test verification of residual stress in ultrasonic vibration-assisted grinding of aerospace gears based on crystal plasticity finite element model [J]. Journal of Mechanical Transmission, XXXX, XX (XX): 1-14.



免费获取

轮UVAG热-力耦合有限元模型,揭示了提高主轴转速可降低磨削温度约38.7%、增大超声振幅可提高残余压应力峰值17.8%~31.3%的规律,并指出残余压应力与齿面展滚角呈负相关关系。然而,此类模型将材料视为各向同性连续介质,难以表征晶粒取向和亚结构对变形的不均匀调制,无法量化超声振动对晶内位错运动的细观影响。为提升预测精度,一些研究引入了材料相变和组织演化等因素。DING等^[9]采用相变有限元模拟磨削过程,发现磨削诱发的淬火马氏体转变可降低表层拉应力。XU等^[10]通过后处理方法预测了磨削影响层的位错密度分布、动态再结晶体积分数和晶粒尺寸演变。ZHANG等^[11]构建了基于晶体塑性的多晶有限元模型,研究了不同磨削参数下8Cr4Mo4V钢表层微裂纹的形成机制。HUANG等^[12]利用分子动力学模拟多晶铁的UVAG过程,阐明了晶粒细化和位错运动的纳观机制。然而,上述方法要么缺少对超声振动高频加载特性的描述,要么无法将材料细观响应与宏观残余应力演化直接关联,尚不足以揭示高强度齿轮UVAG残余应力的本质形成机制。其二,在介观尺度表征方面,传统试验技术[如电子背散射衍射(Electron Backscatter Diffraction, EBSD)、X射线衍射(X-Ray Diffraction, XRD)等]虽可测量表层应力和组织分布,但难以捕捉超声振动诱发的瞬态晶体滑移和应力松弛过程;同时,现有晶体塑性模型多用于单调加载或低周疲劳等情形,即使SIDDIQ等^[13,241-242]将热-机械晶体塑性模型应用于超声焊接压实过程,仍未有针对磨削工况的超声耦合晶体塑性模型。

综上所述,当前对于UVAG过程齿轮表层残余应力的细观形成机制缺乏充分认识,迫切需要超声振动效应引入晶体塑性有限元建模,与试验测量相结合予以研究。为此,本文面向工程应用,建立航空齿轮UVAG晶体塑性有限元模型(Crystal Plasticity Finite Element Model, CPFEM),综合考虑磨削瞬态力热载荷和晶体各向异性变形特征,对12Cr2Ni4A高强度合金钢齿轮表层残余应力进行了正向预测;并搭建UVAG试验平台,获取残余应力数据以验证模型;基于模拟和试验结果,深入分析了超声振动优化齿面残余应力的作用机制。本研究可为高性能齿轮的强化加工与超声工艺参数优化提供指导。

1 航空齿轮UVAG晶体塑性有限元建模

1.1 航空齿轮UVAG力热载荷计算

齿轮轴向UVAG是一种在磨削砂轮上叠加高频轴向微幅振动的加工技术。图1为航空齿轮轴向UVAG示意图。在磨削过程中,砂轮一方面以主轴

转速 n_s 绕自身轴线高速旋转实现切削作用,另一方面在超声换能器激励下沿轴向做简谐振动(振幅 A ,频率 f);同时,砂轮相对齿轮毛坯以工件速度 v_w 沿螺旋线进给,并以径向磨削深度 a_r 向工件压入。由于渐开线齿面的曲率半径沿齿廓高度方向(齿根→齿顶)连续变化,砂轮与齿面的实际接触线长度和接触刚度也因位置而异^[14]。

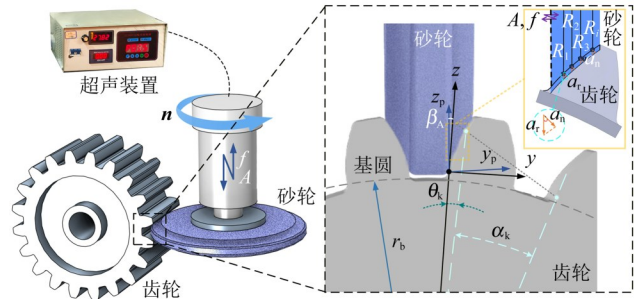


图1 航空齿轮轴向UVAG示意图

Fig. 1 Schematic diagram of the axial UVAG of aerospace gears

为准确计算磨削过程中的瞬态磨削力和热源分布,有必要建立随动的齿面加工坐标系,以描述砂轮磨粒与齿面接触区域的相对运动关系。建立图1所示的直角坐标系 $Ox_p y_p z_p$ 。其中, x_p 轴沿齿轮轴向, y_p 轴垂直于砂轮旋转轴, z_p 轴垂直于齿面切向平面(三轴满足右手定则)。将实际齿面渐开线方程转换到该坐标系下,可得齿廓上任意点的空间参数方程,即

$$\begin{cases} y_p = r_b [\cos(-\beta_A)(\cos \varphi + \varphi \sin \varphi) + \sin(-\beta_A)(\sin \varphi + \varphi \cos \varphi)] \\ z_p = r_b [\cos(-\beta_A)(\sin \varphi + \varphi \cos \varphi) - \sin(-\beta_A)(\cos \varphi + \varphi \sin \varphi)] \end{cases} \quad (1)$$

式中, r_b 为基圆半径; β_A 为对应于基圆齿距的中心角的一半; φ 为滚动角, $\varphi = \theta_k + \alpha_k$, θ_k 为渐开线展角, α_k 为压力角。

基于该加工坐标系,可建立砂轮径向切深 a_r 与齿面法向有效切深 a_n 之间的非线性映射关系[见图1和式(2)]。其物理含义是:在渐开线齿面上,齿面法向与砂轮径向在局部并不重合,因此,相同的径向压入量 a_r 投影到齿面法向后得到的实际“有效切深” a_n 会随齿廓位置变化。齿廓各点到砂轮轴心的距离不等,砂轮沿齿廓高度方向(齿根→齿顶)的线速度存在差异,相当于砂轮在不同齿面位置具有不同等效半径。为统一计算,在齿面指定位置将砂轮实际半径折算为等效法向半径 R_{gn} 。

$$a_n(\varphi) = a_r \cos \left[\arctan \frac{dz_p(\varphi)}{dy_p(\varphi)} \right] \quad (2)$$

式中, $y_p(\varphi)$ 与 $z_p(\varphi)$ 由式(1)给出,为齿廓点在随动坐标系下的空间参数表达。因齿廓局部切线在 $y_p O z_p$ 平面内的倾角可表示为 $\arctan[dy_p(\varphi)/dz_p(\varphi)]$,其余

角即为齿面法向与径向压入方向在该平面内的夹角, 从而径向切深 a_r 沿齿面法向的有效投影为 $a_r \cos(\cdot)$ 。因此, a_n 可理解为“考虑齿廓倾角后的等效法向压入量”, 用于将磨削几何与局部材料去除/塑性变形尺度统一到齿面法向方向进行计算。

由此可确定齿面上各微元处的瞬时有效磨削深度和砂轮线速度。结合磨粒切削轨迹, 即可计算单位时间内参与切削的磨粒数量和总的磨除体积。值得注意的是, 在 UVAG 条件下, 超声振动的高速往复使瞬时接触弧长度变短, 有效磨粒参与切削的接触面积相对常规磨削 (Conventional Grinding, CG) 减小, 磨粒与工件的平均摩擦因数随之降低。根据 KUMAR 等^[15]提出的超声振动摩擦因数衰减模型和 TSAI 等^[16]的研究结果可知, UVAG 与 CG 的动摩擦因数之比 λ 可表示为磨削和振动参数的函数形式, 即

$$\lambda(\xi, \theta_A) = \frac{\mu_u}{\mu_c} = (\alpha_f \frac{d_s v_s}{4P_0 v_w} + \beta_f) / [\mu_c \lambda(\xi, \theta_A)] = \frac{1}{2\pi} \int_0^{2\pi} \frac{\xi + \cos \theta_A \cos \tau}{\sqrt{\xi^2 + 2\xi \cos \theta_A \cos \tau + \cos^2 \tau}} d\tau \quad (3)$$

式中, ξ 为物体的宏观速度与振动速度的幅值之比, $\xi = v_s / (2\pi A f)$; θ_A 为振动方向与物体宏观速度方向之间的夹角, 在轴向 UVAG 中, 砂轮超声振动方向与工件或工作台移动方向相垂直, 则 $\theta_A = \pi/2$; μ_u 为 UVAG 的摩擦因数, 可用摩擦二项式定理表示; μ_c 为 CG 的摩擦因数; α_f 与 β_f 均为摩擦二项式定理中与加工材料物理性能相关的系数; d_s 为接触特征尺寸; v_s 为砂轮线速度; P_0 为名义接触压力; τ 为振动相位变量。

在轴向 UVAG 中, 砂轮振动方向垂直于工件进给方向, 振动对磨削区摩擦的削弱作用尤为明显。当振幅和频率一定时, 磨削速度越高, 摩擦降低越显著。HE 等^{[17]80}的单颗磨粒划擦试验同样表明, 相对于无超声条件, 叠加 20 kHz 超声振动可使切向磨削力下降 20%~30%。综合考虑上述因素, 可将修正后的摩擦因数代入磨削力模型^{[18]2849-2850}, 求解得到齿面磨削切向力 F_t 的计算式, 即

$$F_t(\varphi) = \frac{2\xi}{\pi \sqrt{\xi^2 + 1}} \cdot f_\mu \left(\frac{1}{\pi \sqrt{\xi^2 + 1}} \right) \cdot \left[\frac{\alpha_f R_{gn}(\varphi) v_s(\varphi)}{2P_0 v_w} + \beta_f \right] \left\{ \left[a_1 + a_2 \ln \frac{v_s^{1.5}(\varphi)}{a_n^{0.25}(\varphi) v_w^{0.5}} \right] \frac{v_w a_n(\varphi)}{v_s(\varphi)} + \frac{\sigma_0 v_w}{2R_{gn}(\varphi) v_s(\varphi)} \sqrt{\frac{a_n(\varphi)}{2R_{gn}(\varphi)}} \right\} \quad (4)$$

式中, a_1 、 a_2 均为材料系数, 由试验确定; σ_0 为材料初始流动应力; $f_\mu(\cdot)$ 为由超声振动引起的摩擦衰减修正函数。该磨削力模型为磨削热源强度的确定提

供了依据。磨削力计算式的推导过程较为烦琐, 在此不再展开, 可参考文献[18]²⁸⁴⁸⁻²⁸⁵³。

根据能量守恒定律, 当不使用冷却液时, 磨削热量将以 4 种形式分配: 一部分传入工件形成磨削热影响层, 一部分随磨屑带走, 还有一部分以对流和辐射形式散失到环境, 剩余部分传导进入砂轮磨粒^[19]。本研究的环境散热主要通过空气对流实现, 可依据牛顿冷却定律引入空气对流换热系数计算对流散热项^[20]。对于高强度钢材料 12Cr2Ni4A, 根据经典磨削热分配理论^[21]可知, 磨屑携带的热量约等于材料熔化潜热所对应的能量。通过引入热分配系数, 可确定单位时间内进入工件和进入磨粒的热流比例关系。假设磨削中砂轮磨粒与齿面接触热源沿接触弧长度均匀分布, 并随时间做周期性变化, 则可基于热源移动热传导模型, 推导出齿面磨削瞬态热流密度 Q_w 的计算式, 即

$$Q_w = H_u \left[\frac{F_t(\varphi) v_s(\varphi)}{l_c(\varphi) B_w} f_q(t) - \rho_w c_w T_m \frac{a_n(\varphi) v_w}{\sqrt{a_n(\varphi) R_{gn}(\varphi)}} \right] \cdot \left[1 + \sqrt{\frac{\lambda_w \rho_w c_w v_s(\varphi)}{\lambda_g \rho_g c_g v_w}} \right]^{-1} \quad (5)$$

式中, H_u 为超声振动调制系数, 用以表征 UVAG 相对常规磨削的材料去除效率增益; $l_c(\varphi)$ 为局部接触弧长; B_w 为磨削接触宽度; $f_q(t)$ 为热源时域调制函数; t 为时间; ρ_w 、 c_w 、 T_m 分别为工件材料的密度、比热容与熔点; λ_w 、 λ_g 分别为工件与磨粒的导热系数; ρ_g 、 c_g 分别为磨粒的密度与比热容。

通过上述热源模型, 可精确计算磨削过程中流入工件的瞬态热流强度分布, 为晶体塑性有限元模型提供边界热载荷输入, 并为优化磨削参数提供支持。值得一提的是, 根据实测结果, 本齿轮 UVAG 工况下磨削温度峰值约为 300 °C, 后文将在材料参数确定时据此选取热力耦合模拟温度范围。

1.2 航空齿轮 UVAG 晶体塑性本构模型构建

晶体塑性有限元能够刻画金属材料的各向异性 and 晶粒内滑移行为, 对于连接加工工艺与材料微观响应具有独特优势。为描述 UVAG 过程中的热-力耦合晶体弹塑性变形, 本文采用多阶段变形梯度分解的晶体塑性理论框架, 将总变形梯度 \mathbf{F} 分解为依次作用的热膨胀、弹性和塑性变形分量^[22], 即

$$\mathbf{F} = \mathbf{F}^e \mathbf{F}^p \mathbf{F}^0 \quad (6)$$

式中, \mathbf{F}^e 为弹性畸变; \mathbf{F}^p 为沿滑移系发生的塑性形变; \mathbf{F}^0 为由热变形引起的晶格膨胀。

假定热致变形各向同性且与弹塑性相互独立, 则材料当前构型下的总速度梯度张量 \mathbf{L} 可表示为热、弹、塑速度梯度的和, 即

$$\begin{aligned} \mathbf{L} &= \dot{\mathbf{F}}\mathbf{F}^{-1} = \mathbf{L}^e + \mathbf{L}^0 + \mathbf{L}^p = \\ &\dot{\mathbf{F}}^e (\mathbf{F}^e)^{-1} + \alpha^T \dot{\theta}_1 \mathbf{I} + \sum_{\alpha=1}^N \dot{\gamma}^{(\alpha)} \mathbf{M}^{(\alpha)} \end{aligned} \quad (7)$$

式中, 叠加点表示材料的时间导数; \mathbf{L}^e 为弹性变形部分的速度梯度张量; \mathbf{L}^0 为热变形部分的速度梯度张量; \mathbf{L}^p 为塑性变形部分的速度梯度张量; α^T 为材料的热膨胀系数; θ_1 为与参考状态比较下的温度变化量; \mathbf{I} 为二阶单位张量; N 为滑移系统数; $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ 为第 α 个滑移系的塑性剪切应变率; $\mathbf{M}^{(\alpha)}$ 为第 α 个滑移系在中间构型中的 Schmid 张量, 可表示为 $\mathbf{M}^{(\alpha)} = \mathbf{m}^{(\alpha)} \otimes \mathbf{s}^{(\alpha)}$ 。

在热弹塑晶体变形过程中, 滑移系取向会发生演化, 如图 2 所示。假设初始晶体未变形时滑移系的单位滑移方向矢量和单位法线矢量分别为 $\mathbf{m}_0^{(\alpha)}$ 和 $\mathbf{s}_0^{(\alpha)}$ (两者正交), 经晶格热膨胀和弹塑性变形后转变为当前构型下的 $\mathbf{m}^{(\alpha)}$ 和 $\mathbf{s}^{(\alpha)}$, 其演变关系^[23]可表示为

$$\begin{cases} \mathbf{m}^{(\alpha)} = \mathbf{F}^e \mathbf{m}_0^{(\alpha)} \\ \mathbf{s}^{(\alpha)} = (\mathbf{F}^e)^{-T} \mathbf{s}_0^{(\alpha)} \end{cases} \quad (8)$$

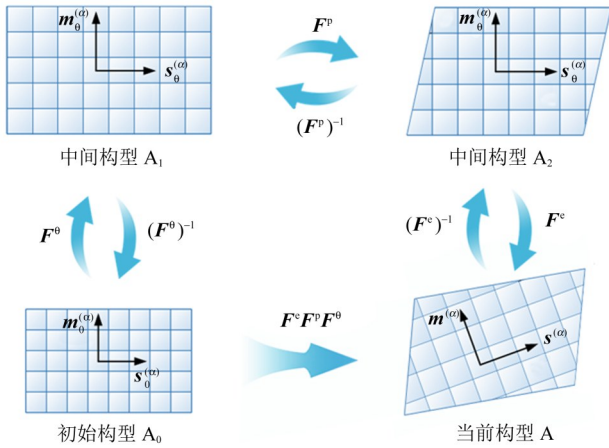


图 2 晶体运动变形示意图

Fig. 2 Diagram of the crystal movement and deformation

本文在经典的晶体塑性理论框架上, 以航空齿轮 UVAG 为研究对象, 建立一种模拟 12Cr2Ni4A 金属材料力学性能的完全热力耦合的晶体塑性有限元模型; 并基于 Abaqus 仿真平台编写了 UMAT 子程序。该计算框架能精确表征 12Cr2Ni4A 合金的变形特性, 成功再现该合金在超声辅助磨削工况下的动态响应特性, 实现多物理场耦合的晶体塑性模型高效数值求解。

在经典的唯象学模型中, 剪切应变率是通过相应滑移系的分切应力 $\tau^{(\alpha)}$ 计算得出的, 可采用幂指数形式的模型来描述这一关系^{[13]242-243}, 以便更准确地反映材料在不同应力状态下的流动行为。

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \gamma_0 \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \right|^{m_1} \text{sgn} [\tau^{(\alpha)}] \quad (9)$$

式中, γ_0 为参考剪切应变率; $\tau^{(\alpha)}$ 为第 α 个滑移系的

Schmid 分切应力; $g^{(\alpha)}$ 为第 α 个滑移系的当前强度 (即当前滑移阻力); m_1 为率敏感指数; $\text{sgn}(\cdot)$ 为符号函数。

在 UVAG 过程中, 每个滑移系统的滑移与硬化行为是超声能量与热效应相互作用的结果。为了更好地描述这一过程, 本文基于经典唯象学模型提出一种适用于超声磨齿的晶体塑性模型。该模型遵循经典唯象学模型的基本框架, 在此框架内引入了超声效应和热效应的综合影响。该模型考虑了超声能量在材料变形过程中的作用及材料在不同温度下的力学软化影响, 能够更加准确地描述 UVAG 中的材料响应。修正后的剪切应变率演变式为

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \gamma_0 \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{U_{\text{soft}} T_{\text{soft}} g^{(\alpha)}} \right|^{m_1} \text{sgn} [\tau^{(\alpha)}] \quad (10)$$

式中, U_{soft} 为超声软化项; T_{soft} 为热软化项。

初始屈服发生后, 随着塑性变形的进行, 随着形变的增加, 位错的密度也会增加, 从而阻碍位错在当前滑移面上的运动, 材料内部各滑移系统的强度逐渐增大, 从而导致材料加工硬化现象。这种加工硬化的行为特征可用位错的空间密度 $\rho^{(\alpha)}$ 与滑移阻力 $g^{(\alpha)}$ 之间的关系表示^[24], 当它们之间存在角度时, 它们的交互需要对所有滑移系求和。初始屈服后, 滑移系当前强度 $g^{(\alpha)}$ 随位错增殖与湮灭不断演化, 其表达式为

$$g^{(\alpha)} = \tau_0^{(\alpha)} + \mu \mathbf{B}_{\text{wr}} \sqrt{\sum_{\beta} G_{\alpha\beta} \rho^{(\beta)}} \quad (11)$$

式中, $\tau_0^{(\alpha)}$ 为摩擦应力、晶界障碍和固溶体强度综合作用产生的阻力; μ 为剪切模量; \mathbf{B}_{wr} 为 Burgers 矢量; $\rho^{(\beta)}$ 为第 β 个滑移系的位错密度; $G_{\alpha\beta}$ 为交互矩阵 \mathbf{G} 中的一个因子。交互矩阵 \mathbf{G} 将每个滑移系统的热强度和非热强度与每个滑移系统的位错密度相关联。

位错密度不仅会扩散, 而且会因滑移系统之间的相互作用而经历湮灭。因此, 使用 Kocks-Mecking 模型^[25]来描述位错密度对应变率的依赖性, 即

$$\dot{\rho}^{(\alpha)} = [k_1 \sqrt{\sum_{\beta} \rho^{(\beta)}} - k_2 \rho^{(\alpha)}] \dot{\gamma}^{(\alpha)} \quad (12)$$

式中, k_1 为位错增殖系数; $\rho^{(\alpha)}$ 为第 α 个滑移系的位错密度; k_2 为位错湮灭系数。然后, 将位错密度作为中间变量, 当前的强度变化率可以与应变率相关联, 建立基于位错密度的硬化关系^[26], 即

$$\dot{g}^{(\alpha)} = \sum_{\beta=1}^N \frac{\mu \mathbf{B}_{\text{wr}} G_{\alpha\beta}}{2 \sqrt{\sum_{\theta=1}^N G_{\alpha\theta} \rho^{(\theta)}}} [k_1 \sqrt{\sum_{\theta=1}^N \rho^{(\theta)}} - k_2 \rho^{(\beta)}] \cdot |\dot{\gamma}^{(\beta)}| \quad (13)$$

式中, $G_{\alpha\theta}$ 为滑移系交互矩阵系数; $\rho^{(\theta)}$ 为第 θ 个滑移系的位错密度; $\dot{\gamma}^{(\beta)}$ 为第 β 个滑移系的塑性剪切应变率。

式(6)~式(13)构成了UVAG过程晶体塑性有限元分析的运动学与本构方程体系。

热力学问题是由线性动量和能量的平衡方程决定的^[27]。描述热力学问题的第二个方程是施加能量平衡的方程。如果没有外部热源,热传导遵循傅里叶定律。根据晶体塑性理论,晶体的滑移变形不影响晶格的弹性变形。综上可得,晶体塑性本构关系为

$$\dot{\sigma} = C:D^e - \sum_{\alpha=1}^n [C:P^{(\alpha)} + W^{(\alpha)}\sigma - \sigma W^{(\alpha)}] \dot{\gamma}^{(\alpha)} \quad (14)$$

式中, $\dot{\sigma}$ 为柯西应力的Jaumann速率,表示绕晶轴同步旋转的随轴应力速率; C 为弹性刚度张量(四阶张量); D^e 为晶格的弹性变形速率; n 为参与计算的滑移系数总数; $P^{(\alpha)}$ 为第 α 个滑移系的对称Schmid张量; $W^{(\alpha)}$ 为第 α 个滑移系的反对称旋转张量。

该本构关系建立了应力率、变形率和滑移剪切应变率的关系。

1.3 12Cr2Ni4A材料晶体塑性模型参数的确定

12Cr2Ni4A是一种典型的高强度低合金渗碳钢,常用于航空齿轮。经适当热处理后,该材料基体组织为回火马氏体(近似视为体心立方结构),硬度在HRC 58~62。为获取晶体塑性本构模型所需的材料参数,本文结合静态拉伸、热压缩试验和文献数据进行了标定。

首先,通过室温单轴拉伸试验确定,材料的弹性模量为206 GPa、泊松比为0.3;然后,在Gleeble 3800热模拟机上进行等温单轴压缩试验,以获取不同温度下材料的应力-应变响应曲线。试样尺寸:圆柱形试样的直径为6 mm,高度为9 mm(图3)。经1050 °C奥氏体化和180 °C回火处理,以模拟齿轮磨削前材料的组织状态。考虑到齿面磨削温度峰值在300 °C左右,试验分别在225 °C、325 °C和425 °C下以相同应变速率进行恒温压缩,变形量约50%。试验过程中的温度、变形量和压缩应变速率均由设备通过闭环控制系统精确调控;同时,采集应力-应变温度等数据。压缩后的试样及热压缩工艺如图4所示。可见,压缩后的试样呈现均匀的鼓形变形特征,表明摩擦条件控制良好。

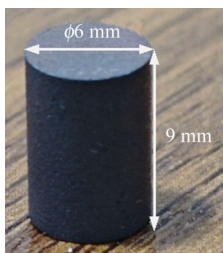


图3 热压缩试验试样

Fig. 3 Sample for the thermal compression test

试验得到的真应力-真应变曲线如图5所示。各

温度下材料均表现出明显的应变硬化特征,且温度越高,流动应力越低。

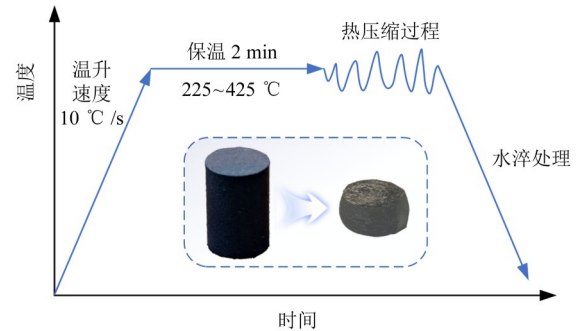


图4 热压缩工艺

Fig. 4 Thermal compression process

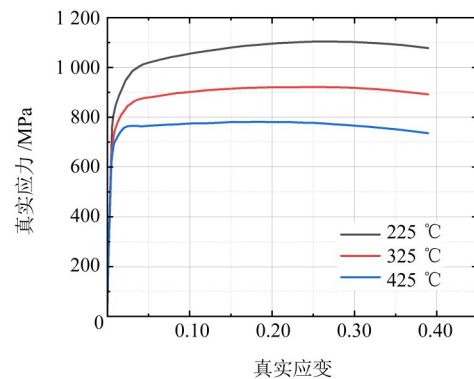


图5 不同温度下12Cr2Ni4A的真实应力-应变曲线

Fig. 5 True stress-strain curves of the 12Cr2Ni4A at different temperatures

本文通过常规热压缩试验获取12Cr2Ni4A合金钢的热本构数据,但本研究旨在建立超声振动辅助条件下的热本构模型。鉴于现有试验平台暂不具备超声振动与温度同时加载的能力,因此,借鉴文献^[17]提出的超声振动软化系数修正方法,以超声振幅为参考变量,将常规热压缩本构关系修正为UVAG等效条件下的应力-应变响应。图6所示为经超声振动软化系数修正后的应力-应变曲线。与常规热压缩数据对比可见,施加20 kHz、5 μm的超声振动后,材料流动应力呈规律性衰减,且温度越高,软化效应越明显,表明高温环境下超声能输入对位错运动与多滑移协调具有更显著的促进作用。

基于这些热压缩数据,可采用优化算法识别晶体本构模型中的关键参数,包括初始临界剪切应力 τ_0 、应变率敏感指数 m_1 、位错增殖系数 k_1 、位错湮灭系数 k_2 等。此外,利用20 kHz超声振动辅助压缩试验数据确定超声软化因子 U_{soft} :参考文献^[17]的结果,在本材料的压缩应变速率范围内,超声振动引起的等效屈服应力降低幅度在5%~8%。温度软化因子 T_{soft} 根据Johnson-Cook模型标准形式确定,即假定材料屈服应力随温度升高线性降低至熔点处降为0,

结合材料熔点温度等参数计算得到。

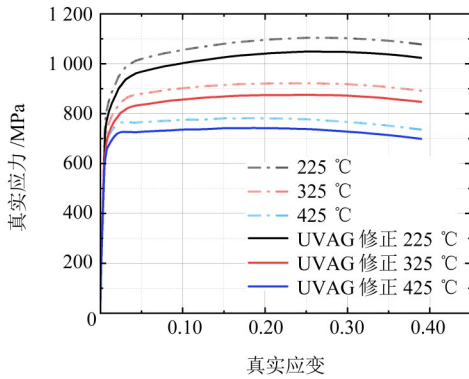


图6 振幅5 μm下超声修正后的应力-应变曲线

Fig. 6 Stress-strain curves after the ultrasonic correction at an amplitude of 5 μm

本节首先通过试验曲线拟合获取材料基本参数(将热压缩试验得到的应力-应变曲线与模型预测曲线进行拟合对比);随后,参照文献[17]⁸⁰给出的超声软化修正与参数校核思路,对拟合获得的关键参数(τ_0 、 m_1 、 k_1 、 k_2 等)进行物理量级与敏感性校核,并以图7所示的热压缩曲线的拟合误差为约束,确保参数的一致性与可辨识性;最后,在上述约束条件下采用迭代反演的方法进一步细化参数,使模型预测与试验曲线的误差收敛,最终确定能够表征12Cr2Ni4A材料超声磨削行为的晶体塑性本构参数(表1)。

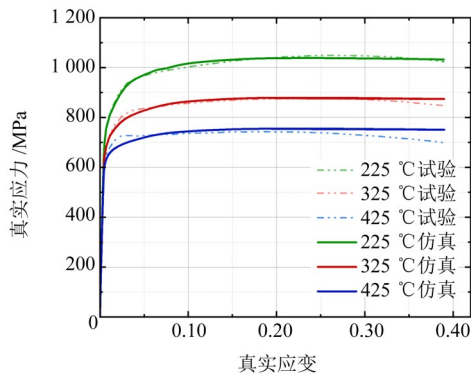


图7 模拟与试验的应力-应变曲线对比

Fig. 7 Comparison of stress-strain curves between simulation and test

表1 晶体塑性本构材料参数

Tab. 1 Parameters of the crystal plasticity constitutive material

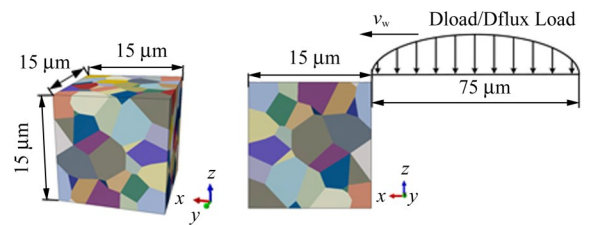
参数	数值
率敏感指数 m_1	10
参考应变率 $\dot{\gamma}_0/s^{-1}$	0.01
初始位错密度 ρ_0/mm^{-2}	7.72×10^7
临界剪切应力 τ_0/MPa	425
Burgers 矢量 B_w/mm	2.58×10^{-7}
剪切模量 μ/MPa	74 980
位错增殖系数 k_1/mm^{-1}	6.54×10^5
位错湮灭系数 k_2	2.27

由图7可知,模拟得到的12Cr2Ni4A应力-应变曲线与试验数据之间具有较好的拟合度,在不同温度下的平均相对误差为1.8%。通过CPFEM热压缩模拟获得的应力-应变曲线与试验结果高度一致,表明所拟合的晶体塑性材料参数能够有效地预测12Cr2Ni4A在超声能与热能叠加过程中表现出的力学响应。

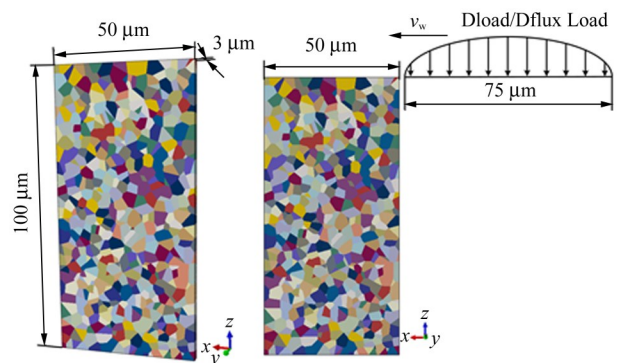
1.4 高强度合金钢12Cr2Ni4A多晶模型建立

齿轮磨削过程涉及材料表层多个晶粒的协同变形与相互约束效应。为在有限元中引入晶粒取向和晶界效应^[28],本文采用多晶代表体建模方法,对齿轮材料表层的晶粒群进行模拟。根据齿轮齿面实际显微组织特征,通过平面近似将齿面局部区域视为平面试样;利用多晶结构生成软件Neper生成符合统计等轴晶粒尺寸分布的多晶体骨架,并随机赋予各晶粒以初始取向。

考虑到磨削表层的不同研究侧重点,本文构建了两种多晶模型。①表层区域模型,用于模拟磨削后的齿面残余应力分布,如图8(a)所示。该模型尺寸为 $15 \mu m \times 15 \mu m \times 15 \mu m$,包含216个晶粒,平均晶粒尺寸约为 $2.5 \mu m$ 。该模型主要用于探究UVAG过程的表层微观组织及局部应力变化。②为了进一步分析表层、亚表层及深层方向上的残余应力,构建面向深度方向残余应力演化的专用有限元模型,如图8(b)所示。该模型主要用于探究深度方向上残余应力变化。考虑到实际晶粒尺寸较小,该模型尺寸为 $100 \mu m \times 50 \mu m \times 3 \mu m$,包含800个晶粒,平均晶



(a) $15 \mu m \times 15 \mu m \times 15 \mu m$ 表面多晶模型



(b) $100 \mu m \times 50 \mu m \times 3 \mu m$ 深层多晶模型

图8 晶体模型尺寸及负载施加示意图

Fig. 8 Schematic diagram of the crystal model size and the load application

粒尺寸约为 $2.5 \mu\text{m}$ 。两种模型均采用四面体网格划分, 晶粒取向随机赋予, 设置网格类型为 C3D4。模型边界条件采用对称约束和周期性约束相结合的方式, 以模拟齿面局部区域在大工件上的受拘束情况。对称约束与周期性约束的引入旨在等效表征“齿面局部区域嵌入大尺寸工件”时的远场拘束效应: 对称约束用于消除刚体运动并保持局部变形的几何一致性; 周期性约束则保证代表体两侧的位移/应变兼容, 使局部晶体塑性响应不因截断边界而产生非物理的应力集中。为验证该约束设置的合理性, 本文对代表体边界处的应力梯度与内部区域应力均匀性进行了对比检查。当统计区域选取在远离边界的中部(距边界 ≥ 2 个平均晶粒尺度)时, 残余应力平均值与主趋势对边界条件不敏感, 说明该等效约束能够

稳定反映齿面局部的真实受拘束状态。在 z 方向上的工件表面施加用户自定义的 $Dload$ 力载荷与 $Dflux$ 热流载荷, 通过用户子程序 $Dload$ 与 $Dflux$ 输入。

晶体塑性模型可以实现从微观到宏观的模拟过程, 基于上述晶体塑性理论, 可采用晶体塑性有限元对多晶体变形过程进行模拟分析。在 Abaqus 有限元软件中通过二次开发程序接口, 将晶体塑性变形本构方程与有限元求解器关联, 使用 Fortran 语言将上述离散化本构方程编写成晶体塑性的 UMAT 子程序。通过调用单元上的应力值与时间增量, 输入晶体塑性材料参数与各单元对应的晶粒取向欧拉角求解, UMAT 的具体调用流程如图 9 所示。其中涉及的变量求解过程因所占用篇幅较长, 这里不再一一列举, 详细的计算过程可以参考文献[29]。

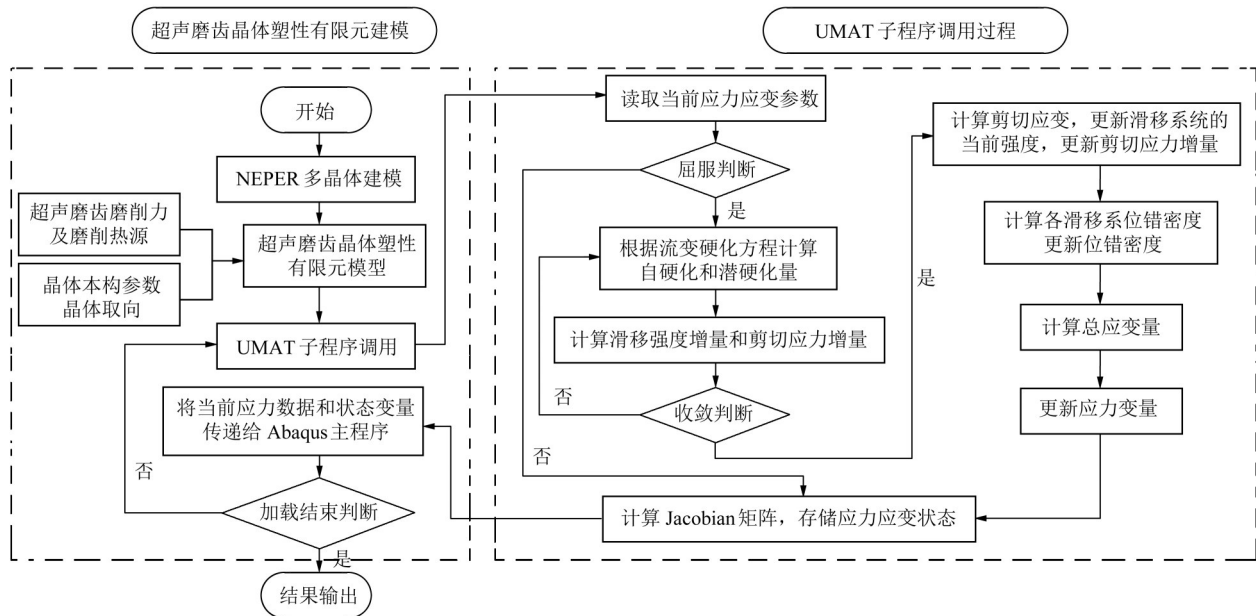


图9 航空齿轮 UVAG 晶体塑性模型计算实现过程

Fig. 9 Implementation process of the UVAG crystal plasticity model for aerospace gears

2 试验验证

2.1 试验平台与方案

为验证上述模型的有效性, 本文设计并进行了齿轮 UVAG 残余应力测量试验。试验在自制的 UVAG 试验平台上进行, 如图 10 所示。该平台在立式加工中心主轴上集成了超声振动单元, 包括 20 kHz 超声信号发生器、超声换能器和变幅杆, 可在砂轮端面实现轴向超声振动叠加。试验前通过激光测振仪校准了砂轮振幅, 设置超声发生器输出, 确保加工过程中振幅稳定在 $5 \mu\text{m}$ 左右, 以获得明显超声效应, 同时避免因过大振幅损伤表面。试件为渗碳淬火后的航空齿轮(材料为 12Cr2Ni4A, 具体成分如表 2 所示), 其主要参数如表 3 所示。

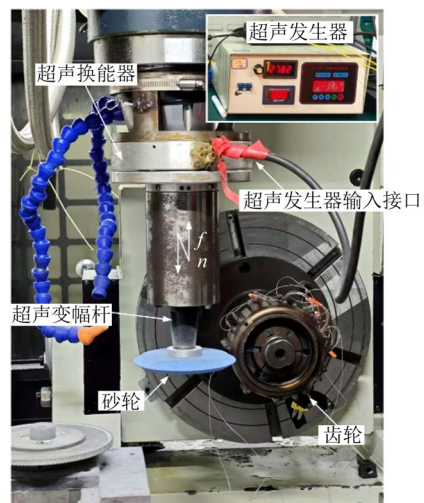


图10 UVAG 试验平台

Fig. 10 UVAG test platform

表2 12Cr2Ni4A 化学成分

Tab. 2 Chemical composition of the 12Cr2Ni4A

元素	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni
组成/%	0.1~0.15	0.3~0.6	0.17~0.37	≤0.015	≤0.025	1.25~1.75	3.25~3.75

表3 齿轮特征参数

Tab. 3 Characteristic parameters of gears

齿轮特征参数	参数值
模数/mm	3.878 8
齿数	31
压力角/(°)	28
齿宽/mm	45

在试验方案设计环节,采用了单因素试验调控策略,以进行不同工艺参数下的对比研究。在控制其他变量不变的前提下,探究特定变量对加工后的力学性能的影响,并与所提出的超声磨齿晶体塑性有限元模型进行对比,以验证所提出模型的准确性与可靠性。详细试验方案如表4所示。

表4 超声振动辅助磨削试验方案

Tab. 4 Ultrasonic vibration-assisted grinding test plans

试验组号	磨削深度/ μm	砂轮转速/(r/min)	进给速度/(mm/min)	超声振幅/ μm	超声频率/kHz
1	5/10/15	1 500	1 000	5	20
2	10	1 000/ 1 500/2 000	1 000	5	20
3	10	1 500	500/1 000/1 500	5	20
4	10	1 500	1 000	无超声	无超声

超声频率在本文试验中固定为20 kHz,主要原因在于换能器-变幅杆-砂轮系统存在结构谐振工作点:当频率偏离谐振区间时,端部实际振幅会显著衰减且稳定性下降,进而易导致能量输入不可控并引入额外不确定性,目前的超声装置对于频率的调节十分困难。为保证对比试验的可重复性与参数可解释性,本文采用“频率固定、振幅可控”的方案,将振幅作为主要超声变量开展验证。

2.2 残余应力测量方法

为校核瞬态热流密度模型的温升量级,针对齿轮的特殊形态,本文采用嵌入式热电偶对磨削温升进行测量。在距齿面一定埋深位置布置细径热电偶,记录磨削过程中的温度-时间曲线,并以峰值温升与到达峰值的时间尺度对热源模型进行量级校核。考虑到齿轮试样制备与布点条件限制,本文以“同一试样不同齿面/不同位置的重复磨削与重复测量”获取统计结果,对测得的峰值温升取均值并作为热载荷合理性验证依据。

磨削后采用X射线应力分析法测量齿面残余应力分布^[30]。为消除齿轮基体的干扰,先采用线切割技术将经过磨削的齿条从齿轮毛坯上切割取下,制

备成长条形试样;然后使用LXRD型便携式残余应力分析仪对齿面进行衍射测量(图11)。

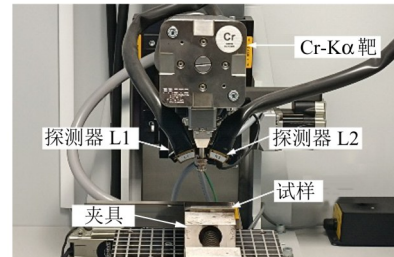


图11 残余应力测量

Fig. 11 Residual stress measurement

测点分布如图12所示。在同一齿面上沿齿廓高度方向(齿根→齿顶)选取齿根、齿中、齿顶3处代表性位置作为测点组,以覆盖渐开线曲率与接触状态的主要差异。每个位置在齿宽方向取3个点进行重复测量(每点测量3次以上),结果取平均值,以降低偶然误差与局部组织差异影响。需要说明的是,渐开线齿面沿展角方向也存在曲率与接触条件变化。考虑到本文验证重点为“模型对残余应力层深分布与参数趋势的预测能力”,故先采用齿根/齿中/齿顶的代表性布点完成基础验证。

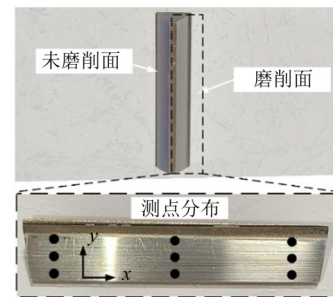


图12 试样测点分布

Fig. 12 Distribution of measurement points for the sample

测试采用Cr靶X射线,衍射{211}晶面,入射光束直径为1 mm,测试精度为 0.1° 。利用 $\sin^2\psi$ 法分别测定试样表面及不同深度处的应力值。首先,测量齿面表层的X射线衍射峰位置,以计算表面残余应力;然后,采用电解抛光仪,逐层去除表面材料,每去除 $20\ \mu\text{m}$ 厚度进行一次应力测量,直至测得距表面约 $100\ \mu\text{m}$ 深处的残余应力。为保证测量准确,每层抛光后均清洁表面,并等待应力重新平衡再进行XRD测试。通过上述逐层剥除法可获得齿面沿深度方向的残余应力分布曲线。

需要说明的是,由于磨削引入的残余应力主要为轴向和切向,应力仪测量的是螺旋线切向应力分量,本文将模拟得到的该分量与试验进行对比。本文仿真默认砂轮在单次磨削路径内的几何与磨粒刃口状态保持稳定,适用于砂轮修整后、磨损尚不显著的短时稳定加工工况。在更长加工时间或磨粒钝化明显的条件下,磨削力与热输入将随磨损演化发生漂移,需引入

砂轮磨损模型与参数更新机制实现动态仿真。

2.3 模拟与试验结果对比

按照试验条件, 对第1节建立的多晶模型施加相应载荷, 模拟齿面残余应力的产生与演化。为了验证本文所提出模型的准确性与可靠性, 按照试验方案, 对建立的多晶模型施加相应载荷, 获得表面残余应力的预测结果, 并与 XRD 表面测量值进行对比, 分别从工件表层残余应力测量与垂直工件表面的深度方向两个维度上进行残余应力的分析, 结果如图 13 所示。图 13(a)~图 13(c) 分别为磨削深度、砂轮转速与进给速度变化时的表面残余应力对比(试验值为图 12 所示的齿顶/齿中/齿根测点组的平均值)。总体来看, 模型能够较好跟踪试验数据的变化趋势, 表面残余应力的平均相对误差为 21.13%。

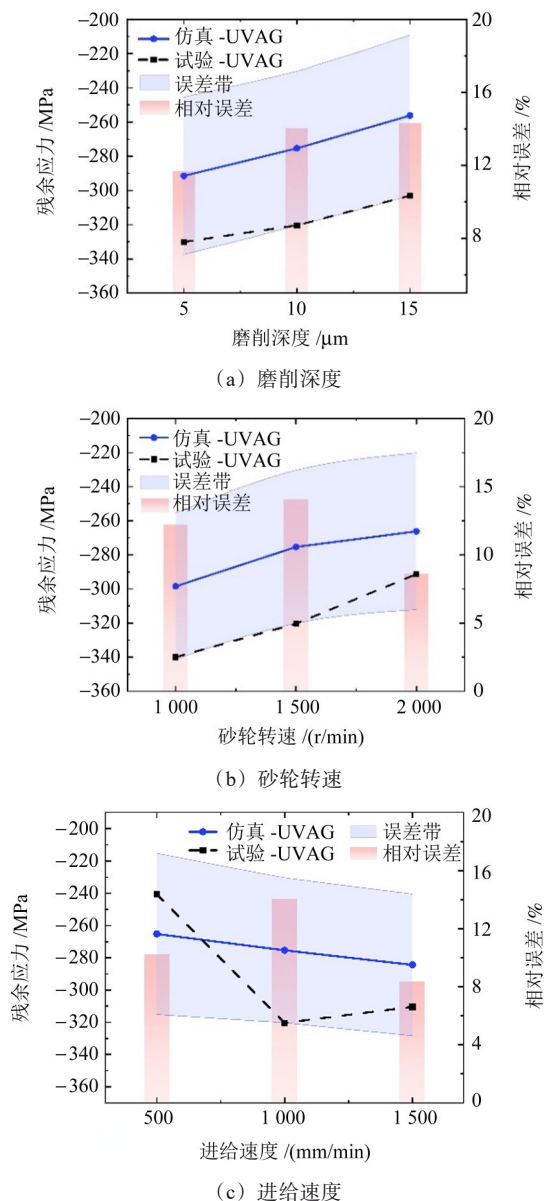


图 13 不同参数下的表面残余应力验证

Fig. 13 Verification of the surface residual stress under different parameters

当磨削深度由 $5\ \mu\text{m}$ 增加至 $15\ \mu\text{m}$ 时, 表面残余压应力幅值整体减小(压应力绝对值降低), 表明较大的切深使磨削热与塑性应变在表层更易发生松弛与回复, 从而削弱压应力累积; 当砂轮转速从 $1\ 000\ \text{r/min}$ 提升至 $2\ 000\ \text{r/min}$ 时, 残余应力幅值亦呈减小趋势, 说明更高的线速度增强了摩擦致热与热软化效应; 当进给速度由 $500\ \text{mm/min}$ 增加至 $1\ 500\ \text{mm/min}$ 时, 表面残余压应力幅值增大, 表明更短的热作用时间抑制了热松弛, 同时位错增殖与加工硬化更容易保留在表层。上述规律在试验与仿真中均表现一致。

图 14 所示为超声振动磨削与 CG 在磨削深度为 $10\ \mu\text{m}$ 、砂轮转速为 $1\ 500\ \text{r/min}$ 、进给速度为 $1\ 000\ \text{mm/min}$ 、超声振幅为 $5\ \mu\text{m}$ 、超声频率为 $20\ \text{kHz}$ 条件下的残余应力层深分布对比。仿真与试验曲线均呈现工件表面高压应力层向内部逐渐衰减的趋势。试验测得的 UVAG 表面最大残余压应力为 $-328.37\ \text{MPa}$, 仿真预测值为 $-248.14\ \text{MPa}$; 随深度的增加, 残余压应力在 $50\ \mu\text{m}$ 附近已明显衰减, 并接近较低水平; 结合 XRD 逐层剥除法测量的分辨率限制, 可将该处理解为接近零应力区间, 而非严格意义上的零应力状态。具体而言, 残余压应力在靠近工件表面的地方呈现较高的幅值, 并且压应力的值随着距离表面的深度逐渐减小而逐渐趋于平缓, 并最终稳定在 0 值附近。这种分布特征表明, 磨削力作用下的位错塞积与动态塑性变形, 导致晶格畸变能累积; 同时, 高频超声振动通过促进多滑移系协同激活, 加剧位错缠结与位错密度提升, 形成更显著的加工硬化效应。亚表层应力快速衰减现象则是因为磨削热流在深度方向呈指数衰减, 导致亚表层材料经历热软化与动态回复, 削弱了塑性变形的压应力积累。

试验与仿真在距离表面 $10\ \mu\text{m}$ 内残余应力的平均误差为 22.3%。在深度上, 模型预测残余应力与试验的 UVAG 最大绝对误差为 $102.79\ \text{MPa}$, 平均绝对误差为 $78.69\ \text{MPa}$; CG 最大绝对误差为 $122.14\ \text{MPa}$, 平均绝对误差为 $85.48\ \text{MPa}$ 。值得注意的是, 模型在 $0\sim 30\ \mu\text{m}$ 深度范围内的预测误差较小, 但在 $30\sim 100\ \mu\text{m}$ 深层区域的误差显著增大, 模型预测与试验的梯度差异也主要体现 $30\sim 100\ \mu\text{m}$ 深层区域; 在仿真中, UVAG 在 $50\ \mu\text{m}$ 深度处的残余应力为 $-42.68\ \text{MPa}$, 而试验值已趋近于 0。仿真与试验曲线均呈现表层残余压应力较高、向内部逐渐衰减并趋于平缓的趋势。需要说明的是, 逐层剥除法在去除材料的过程中会伴随一定程度的应力释放与测量散布, 试验过程中对磨削层进行了多次磨削, 去除了部分的渗碳层, 考虑到本文试验的主要目的在于验

证所建模型对残余应力分布趋势与量级的预测能力,在保证对照组工艺条件一致的前提下,上述处理是可接受的,但其可能对深层残余应力绝对值带来一定影响。因此,试验曲线在 $50\ \mu\text{m}$ 左右出现“接近0”的读数更应理解为“残余应力已衰减至较低水平并接近测试分辨范围”,而非严格意义上的零应力状态。

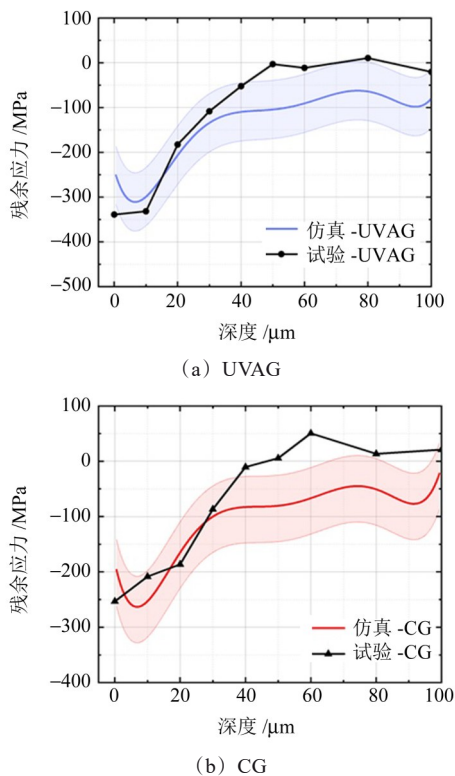


图14 沿层深方向上的残余应力验证

Fig. 14 Verification of the residual stress along the layer depth direction

对于 $50\ \mu\text{m}$ 之后局部出现小幅拉应力的现象,一方面与磨削热-力耦合导致的塑性回复/热松弛有关,另一方面也与材料原始热处理状态(如渗碳淬火后的初始残余应力梯度)及逐层剥离的释放效应共同相关。本文关注的工程优势主要体现在:UVAG能够在更靠近表层的位置形成更高幅值且更稳定的残余压应力,并提升压应力作用层深与梯度保持性,从而降低齿面近表层的有效拉应力水平与疲劳裂纹萌生驱动力;即便在更深处存在小幅拉应力,其对表面接触疲劳的主导作用仍弱于表层压应力增强带来的收益。此外,UVAG与CG应力梯度差异被低估,两者仿真的平均差异度为10.7%,试验差异度则为26.73%,均在可接受范围内。这种偏差主要来源于模型假设的理想化(如均匀热源和材料均质性假定)及XRD测试的不确定性。

CG条件下表层可能伴随着氧化膜、回火软化层或局部“白层”等组织变化,其会改变表层热物性

与塑性响应,从而影响残余应力梯度。本文在现有冷却条件与温升量级下未将其作为主导因素引入模型,但在 $30\sim 100\ \mu\text{m}$ 深层误差增大与梯度差异对比中,该因素可能与热源衰减模型、材料初始状态共同构成误差来源。

总体而言,模型能够较准确地预测齿面残余应力的幅值和分布趋势,其可靠性和有效性在上述单因素对比试验下均得到验证。通过以上验证试验,可以确认本文提出的UVAG晶体塑性有限元模型能够合理地重现磨削过程中的力热载荷效应和残余应力结果,为进一步探讨残余应力形成机制奠定了基础。

本文试验验证以XRD逐层剥除法为主,能够可靠获取宏观/近表层平均残余应力的层深分布。但对于晶粒取向、位错密度等微观变量的直接对应关系,确需EBSD[如核平均取向差(Kernel Average Misorientation, KAM)表征局部取向梯度]及透射电子显微镜(Transmission Electron Microscope, TEM)(位错结构)等手段进一步支撑。考虑到本文研究目标侧重“面向工艺参数优化的应力可预测性”,现阶段优先建立了热-力载荷与CPFEM的耦合预测框架,并通过多工况残余应力趋势完成验证。

3 航空齿轮UVAG残余应力形成机制分析

3.1 残余应力的多尺度分类与分布特征

UVAG后的残余应力具有明显的尺度相关性。本文采用多尺度框架对残余应力进行分解与表征。如图15所示,Ⅰ型残余应力描述宏观尺度上跨越多晶粒区域的平均应力平衡状态;Ⅱ型残余应力反映晶粒尺度上的平均应力偏置,主要来源于不同取向晶粒间变形协调差异;Ⅲ型残余应力对应更细尺度(亚晶/位错胞等)上的应力波动,通常与位错结构、亚晶界及局部滑移不均匀密切相关。

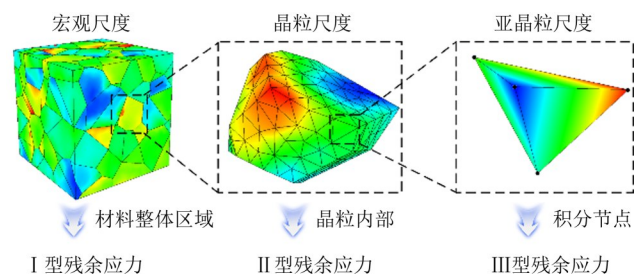


图15 3类残余应力示意图

Fig. 15 Schematic diagram of three types of residual stresses

需要指出的是,Ⅲ型残余应力的直接试验表征通常依赖微区/高能XRD、同步辐射或更高分辨率的应力测试手段。本文在现阶段将CPFEM内部变量(如滑移系激活、位错密度演化与应力离散度)作为间接表征,建立“微观塑性不均匀-应力波动”的对

应关系, 并通过宏观(I型)与晶粒(II型)平均应力的试验趋势对比对模型进行验证。

其中, 宏观尺度的 I 型残余应力反映了材料整体区域的应力平衡状态, 其分布特征与外部载荷及热力耦合效应直接相关; II 型残余应力表征单个晶粒整体的平均应力状态, 其应力分布受晶粒取向与滑移系激活差异的显著影响; III 型残余应力通过有限元积分点捕捉微观局域应力波动, 其极值点通常位于晶界、亚晶界或位错缠结区域。晶界处的 III 型应力峰值可达 ± 600 MPa, 而晶粒内部应力值稳定在 ± 200 MPa 范围内。这种应力集中现象与位错运动受阻直接相关。

3.2 超声振动跨尺度应力调控机制

图 16 所示为 UVAG 与 CG 工艺在相同工况下的残余应力仿真结果。为避免高应力积分点对云图辨识度的影响, 在后处理中将应力云图显示范围限定为 -300 MPa 至 0 。对比分析表明, 当距离表层一定深度时, 两种加工方式均呈现残余压应力峰值; 并且随着深度增至 $100 \mu\text{m}$, 残余应力值逐渐趋近于零值状态。其中, UVAG 在残余压应力幅值与作用深度方面均优于 CG, UVAG 的残余压应力场在深度方向具有更优的保持性。

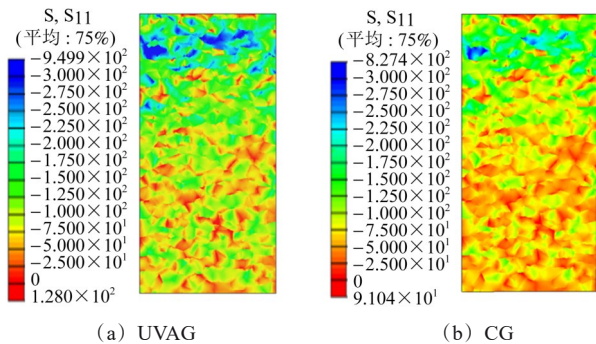
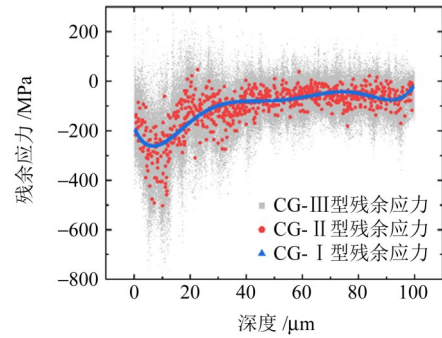


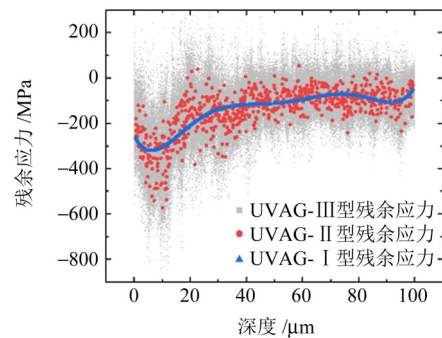
图 16 x 方向残余应力

Fig. 16 Residual stress in the x -direction

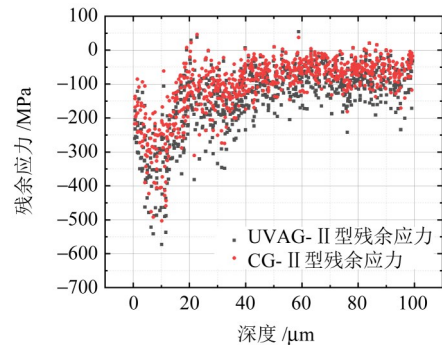
进一步使用 Python 软件对计算结果进行后处理, 批处理导出 3 类残余应力, 如图 17 所示。图 17(a) 与图 17(b) 中, 蓝色散点表示 I 型残余应力; 红色散点表示 II 型残余应力; 灰色细点对应积分节点的应力值, 表示 III 型残余应力。为保证仿真结果与 XRD 逐层剥除法的对比口径一致, 本文对残余应力采用“面平均”方式进行统计, 表面残余应力取接触区中心附近表层积分点的面积加权平均; 层深残余应力则在距表面不同深度处, 对与表面平行截面的应力进行面平均得到。文中“残余应力保持率”定义为 $\eta(z) = |\sigma(z)|/|\sigma_{\text{surf}}| \times 100\%$ 。其中, σ_{surf} 为表面平均残余压应力; $\sigma(z)$ 为深度 z 处的平均残余压应力。



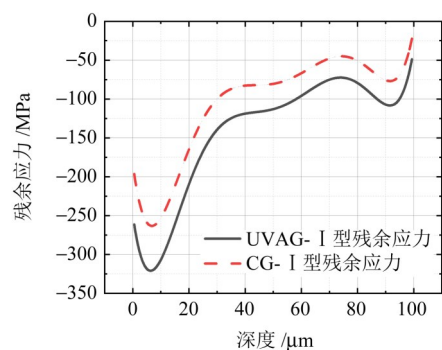
(a) CG 中 3 类残余应力分布



(b) UVAG 中 3 类残余应力分布



(c) II 型残余应力对比



(d) I 型残余应力对比

图 17 沿深度方向上的 3 类残余应力分布

Fig. 17 Distribution of three types of residual stresses along the depth direction

图 17(c) 与图 17(d) 分别为 UVAG 与 CG 中 II 型、I 型残余应力对比。可以看到, 在距离表层 $8 \mu\text{m}$ 时, I 型残余压应力幅值达到最值, UVAG 的残余压应力为 -369.13 MPa, 较 CG 的 -263.66 MPa 提升 40.0% ; 在距离表面 $100 \mu\text{m}$ 处, UVAG 与 CG 的残余应力分别

降低至 -49.76 MPa 与 -23.48 MPa 。在 $100\ \mu\text{m}$ 处的UVAG残余压应力保持率为 13.27% ，相较于CG的 8.81% 提升约 50.6% 。另外可注意到，I型残余应力的宏观梯度分布与II型残余应力的晶粒级波动呈现显著同步性，而III型残余应力则在亚晶粒尺度与II型残余应力保持 $\pm 400\text{ MPa}$ 的相位耦合关系。这种耦合效应源于微观塑性变形不均匀传递，影响了宏观力学响应。

Taylor因子是描述多晶体材料塑性变形过程中各向异性响应的关键参数，由TAYLOR于1938年提出^[31-32]。其物理本质在于，多晶体中晶粒的随机取向引起不同滑移系的激活难度差异，宏观屈服应力需通过统计平均来表征。在UVAG中，Taylor因子是跨尺度应力传递的核心桥梁，可量化III型向II型应力传递。III型应力通过Taylor因子作用向晶粒尺度传递，当局部应力梯度超过临界值时，会激活相邻晶粒的位错增殖机制，从而重构II型残余应力的分布特征；随后，II型残余应力通过晶界协调变形反作用于宏观I型残余应力场，最终形成应力的多尺度影响规律。超声振动通过降低临界分切应力值促使更多滑移系参与协调变形，由此提升III型残余应力向II型残余应力传递效率。

为避免仅用平均值掩盖取向差异，本文对Taylor因子采用分布统计方式表征。以晶粒/积分点为样本，对Taylor因子的均值、标准差及分位数进行统计，并与滑移系激活数量、位错密度演化等CPFEM内部变量进行关联分析。结果表明，UVAG条件下，Taylor因子分布整体向低值侧移动且离散度降低，表现为高Taylor因子晶粒比例下降、取向导致的变形“强约束”特征减弱；与此同时，多滑移系协同激活更充分，位错增殖更均匀，使晶界协调变形能力增强，从而有利于在表层形成更稳定的残余压应力结构。

综上所述，跨尺度动态平衡的闭环调控机制可概括为：位错滑移诱发亚晶粒尺度III型残余应力梯度形成，通过Taylor因子介导的跨晶传递机制实现II型残余应力分布重构，进而通过晶界协调变形反作用于宏观I型残余应力场调整。在此过程中，III型与II型残余应力通过晶粒取向差异、滑移系统协同效应及晶界应变协调等多维度交互作用，实现对宏观应力场的梯度调控，从本质上揭示了超声振动通过跨尺度力学调控优化残余应力分布的作用机制。

除摩擦抑制外，超声振动还可能引入磨粒-工件间的间歇接触与微冲击效应，使表层材料承受更高的瞬时应变率与更频繁的加载-卸载循环，从而促进位错增殖与多滑移协同。本文在过程层面通过摩擦衰减模型降低热输入，在材料层面引入超声软化项

刻画超声对屈服与流动的调制，能够在工程尺度上反映该类效应的综合结果。

基于本文“力-热-晶体塑性”耦合预测框架，可进一步面向振幅、进给、转速、切深等多参数开展批量计算，采用响应面/代理模型建立“残余压应力峰值-层深保持性-工艺参数”的定量映射关系，为工程优化提供可操作的参数窗口。

4 结论

基于晶体塑性有限元模型，结合超声振动轴向磨削工艺，对航空齿轮磨削表层残余应力的形成机制开展了建模与试验研究。得出以下主要结论：

1) 建立了航空齿轮UVAG晶体塑性有限元残余应力计算模型。该模型引入了超声软化因子和热软化因子，对传统各向异性硬化模型进行扩展，能够刻画超声振动与温度对晶体滑移和应力演化的协同影响。通过热压缩试验标定了12Cr2Ni4A材料的晶体本构参数，并利用多晶代表体模型模拟齿面多晶材料的耦合变形。模型采用UMAT子程序实现于Abaqus显式平台，可模拟磨削过程的循环载荷作用下残余应力的积累。

2) 在基准工艺参数条件下，模型预测的齿面残余压应力峰值约 -369 MPa ， $100\ \mu\text{m}$ 深度处约 -50 MPa ，与试验XRD实测值(-378 MPa 和 -47 MPa)偏差在 20% 以内，残余应力分布趋势一致。比较不同工况可知，模型能正确反映磨削深度、砂轮转速、进给速度和超声振幅等对残余应力的影响规律，各工况下模拟值与试验值的变化趋势高度一致。这表明，本文模型能够可靠地预测齿轮UVAG的残余应力分布，可作为工艺优化的有效工具。

3) 与CG相比，超声振动使齿面残余压应力峰值提高约 $20\%\sim 30\%$ ，残余压应力层深提高 50% 以上。其物理本质在于超声振动改变了材料变形路径：一方面降低了磨削接触区摩擦和温升，使热应力显著减小；另一方面通过晶体振动激励促进了多滑移系协同塑性变形，增大了表层加工硬化程度。两种效应共同作用，导致材料表层产生更强的压应力场。

4) 揭示了UVAG残余应力的晶体细观机制。模拟分析表明，超声振动使晶粒取向对变形的影响减弱，各晶粒的Taylor因子平均降低约 5% ，晶界应力更趋均匀；主要滑移系的总活动度提高约 9% ，多滑移协同导致位错大量增殖，表层位错密度显著增加。这种晶界协调变形和多系滑移激活的机制，有助于在材料内部建立稳定的压应力场。同时，磨削过程中引入的超声高频应力脉冲可被视为一种应力调制手段，打破了单滑移主导的局限，使塑性变形更加

充分且分布更广。这一认识为进一步发展高性能齿轮的超声强化加工技术提供了依据。

需要说明的是, 本文的试验验证以 XRD 逐层剥离法获得的宏观/近表层平均残余应力层深分布为主, 旨在验证所建模型对残余应力幅值与参数趋势的可预测性。对于晶粒尺度的取向梯度、位错结构等更微观变量, 仍需借助 EBSD-KAM、TEM 等手段建立更直接的“试验-模型内部变量”对应关系。上述限制主要影响微观机制层面的定量对照, 不影响本文关于残余应力层深分布及工艺参数变化规律的结论。

参 考 文 献

- [1] 李文军. 高强度汽车齿轮表面强化技术的研究现状和发展趋势[J]. 内燃机与配件, 2020(7):55-56.
LI Wenjun. Research status and development trend of surface strengthening technology for high-strength automobile gears [J]. Internal Combustion Engine & Parts, 2020(7):55-56.
- [2] YANG Z C, ZHU L D, ZHANG G X, et al. Review of ultrasonic vibration-assisted machining in advanced materials[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2020, 156:103594.
- [3] 别文博, 赵波, 王晓博, 等. 超声加工在齿轮抗疲劳制造中的研究综述与展望[J]. 表面技术, 2018, 47(7):35-51.
BIE Wenbo, ZHAO Bo, WANG Xiaobo, et al. Overview and expectation on gear anti-fatigue manufacture by ultrasonic-assisted machining[J]. Surface Technology, 2018, 47(7):35-51.
- [4] YOU S Y, TANG J Y, ZHOU W, et al. Research on calculation of contact fatigue life of rough tooth surface considering residual stress[J]. Engineering Failure Analysis, 2022, 140:106459.
- [5] WANG Y S, DENG Y S, XIU S C. Study on the dynamic recrystallization mechanism during pre-stress dry grinding[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2018, 32:100-109.
- [6] WEN J, TANG J Y, ZHOU W H. Study on formation mechanism and regularity of residual stress in ultrasonic vibration grinding of high strength alloy steel[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 66:608-622.
- [7] YE S J, WEN J, TANG J Y, et al. Calculation of residual stress in ultrasonic vibration assisted grinding considering thermal-mechanical coupling: a numerical-analytical hybrid prediction approach [J]. Mechanics of Time-Dependent Materials, 2024, 28(4):2981-3003.
- [8] ZHAO B, GUO X C, BIE W B, et al. Thermo-mechanical coupling effect on surface residual stress during ultrasonic vibration-assisted forming grinding gear[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 59:19-32.
- [9] DING Z S, SUN G X, GUO M X, et al. Effect of phase transition on micro-grinding-induced residual stress[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 281:116647.
- [10] XU N W, DONG Z G, KANG R K, et al. Surface microstructure evolution analysis of Inconel 718 during ultrasonic vibration-assisted grinding using FEM[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2024, 127:631-644.
- [11] ZHANG B H, LIU H T, ZHANG M L, et al. Surface crack analysis of 8Cr₄Mo₄V steel based on Crystal/Phase microstructure model by grinding[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2024, 109:151-161.
- [12] HUANG W W, TANG J Y, ZHOU W H, et al. Molecular dynamics simulations of ultrasonic vibration-assisted grinding of polycrystalline iron: nanoscale plastic deformation mechanism and microstructural evolution[J]. Applied Surface Science, 2023, 640:158440.
- [13] SIDDIQ A, EL SAYED T. A thermomechanical crystal plasticity constitutive model for ultrasonic consolidation[J]. Computational Materials Science, 2012, 51(1):241-251.
- [14] ZOU R X, WEN J, TANG J Y, et al. Numerical method for dynamic prediction of temperature field in aviation gear profile grinding [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2024, 135(3):1587-1602.
- [15] KUMAR V C, HUTCHINGS I M. Reduction of the sliding friction of metals by the application of longitudinal or transverse ultrasonic vibration [J]. Tribology International, 2004, 37 (10) : 833-840.
- [16] TSAI C C, TSENG C H. The effect of friction reduction in the presence of in-plane vibrations [J]. Archive of Applied Mechanics, 2006, 75(2):164-176.
- [17] HE Y H, ZHANG J J, ZHOU W H, et al. Study on force reduction mechanism in ultrasonic-assisted grinding based on single-grain scratching [J]. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2022, 22(2):80.
- [18] TANG J Y, DU J, CHEN Y P. Modeling and experimental study of grinding forces in surface grinding[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209(6):2847-2854.
- [19] 丁明亮, 付杰, 邓基伟, 等. 齿轮成形磨削热源分布模型建立及温度场有限元仿真[J]. 机械工程师, 2024(1):102-105.
DING Mingliang, FU Jie, DENG Jiwei, et al. Establishment of heat source distribution model and finite element simulation of temperature field in gear forming grinding[J]. Mechanical Engineer, 2024(1):102-105.
- [20] ZOU R X, WEN J, TANG J Y, et al. A new semi-analytical prediction model for temperature field of ultrasonic vibration grinding of single abrasive particles [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2023, 129(1):697-714.
- [21] MALKIN S, ANDERSON R B. Thermal aspects of grinding: part I—energy partition[J]. Journal of Engineering for Industry, 1974, 96(4):1177-1183.
- [22] ALANKAR A, MASTORAKOS I N, FIELD D P. A dislocation-density-based 3D crystal plasticity model for pure aluminum [J]. Acta Materialia, 2009, 57(19):5936-5946.
- [23] ADAM A I I. 双相钛合金织构对力学行为影响的晶体塑性模拟 [D]. 合肥:中国科学技术大学, 2024:24-30.
ADAM A I I. Crystal plasticity simulation of the effect of texture on the mechanical behavior of dual-phase titanium alloys [D]. Hefei:University of Science and Technology of China, 2024:24-30.
- [24] ARSENLIS A, PARKS D M. Modeling the evolution of crystallographic dislocation density in crystal plasticity [J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2002, 50(9):1979-2009.

- [25] KOCKS U F. Laws for work-hardening and low-temperature creep [J]. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1976, 98(1):76-85.
- [26] PATRA A, CHAUDHARY S, PAI N, et al. ρ -CP: open source dislocation density based crystal plasticity framework for simulating temperature- and strain rate-dependent deformation[J]. *Computational Materials Science*, 2023, 224: 112182.
- [27] LI Z J, LIU Z L, ZHUANG Z, et al. Temperature dependent deformation localization in irradiated tungsten[J]. *International Journal of Plasticity*, 2021, 146: 103077.
- [28] 陶蒙, 于培师, 赵军华. 基于晶体塑性与内聚力模型的Cu-Ni-Si合金晶界起裂研究[J]. *机械强度*, 2024, 46(5): 1184-1191.
TAO Meng, YU Peishi, ZHAO Junhua. Study on crack initiation at grain boundary of Cu-Ni-Si alloy based on crystal plasticity and cohesive zone model[J]. *Journal of Mechanical Strength*, 2024, 46(5): 1184-1191.
- [29] HAREWOOD F J, MCHUGH P E. Comparison of the implicit and explicit finite element methods using crystal plasticity [J]. *Computational Materials Science*, 2007, 39(2): 481-494.
- [30] 靳园园, 徐红玉, 李莉, 等. 热滚轧面齿轮表层残余应力预测模型建立[J]. *机械传动*, 2022, 46(11): 88-94.
JIN Yuanyuan, XU Hongyu, LI Li, et al. Establishment of a prediction model for the residual stress on the surface layer of face gears during hot rolling[J]. *Journal of Mechanical Transmission*, 2022, 46(11): 88-94.
- [31] ZHANG K, HOLMEDAL B, MÁNIK T, et al. Assessment of advanced Taylor models, the Taylor factor and yield-surface exponent for FCC metals[J]. *International Journal of Plasticity*, 2019, 114: 144-160.
- [32] ESMAEILPOUR R, KIM H, ASGHARZADEH A, et al. Experimental validation of the simulation of single-point incremental forming of AA7075 sheet with Yld2004-18P yield function calibrated with crystal plasticity model [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 113(7): 2031-2047.

Calculation and test verification of residual stress in ultrasonic vibration-assisted grinding of aerospace gears based on crystal plasticity finite element model

ZOU Runxiang^{1,2} TANG Jinyuan^{1,2} ZHOU Weihua^{1,2} YE Shijie^{1,2} LI Fangcheng³ YANG Yudian⁴

(1. State Key Laboratory of Precision Manufacturing for Extreme Service Performance, Central South University, Changsha 410083, China)

(2. College of Mechanical and Electrical Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

(3. AECC Hunan Aviation Powerplant Research Institute, Zhuzhou 412002, China)

(4. AECC Zhongchuan Machinery Co., Ltd., Changsha 410200, China)

Abstract: [Objective] Aerospace gears have strict requirements for surface integrity. Ultrasonic vibration-assisted grinding (UVAG) can enhance the residual compressive stress and fatigue resistance of gear surfaces, but the thermal-mechanical-microplastic coupling mechanism remains to be further clarified. Therefore, a crystal plasticity finite element model (CPFEM) considering both ultrasonic vibration and thermal-mechanical coupling was established to predict the residual stress on the gear surface and reveal the ultrasonic control mechanism. [Methods] A gear surface following coordinate system and grinding contact geometry were constructed, and models for friction attenuation, tangential grinding force, and transient heat flow under UVAG conditions were derived. The ultrasonic softening term and temperature softening term were introduced into the CPFEM, and the material parameters of 12Cr2Ni4A alloy steel were calibrated to establish a surface/depth dual-scale polycrystalline model. Simulations under different grinding parameters and conditions were conducted in the Abaqus-UMAT framework. An UVAG test platform was built, and the grinding temperature rise was verified by embedded thermocouples. The residual stress on the gear surface and at different depths was measured by the X-ray diffraction (XRD) layer-by-layer peeling method to validate the model. [Results] Under the reference condition, the model predicts a peak residual compressive stress of approximately -369 MPa on the gear surface and about -50 MPa at 100 μm , with a deviation from the XRD measurement of no more than 20%. Under different conditions, the average verification error of the surface is approximately 21%, and the trend of the simulated values is consistent with the test values. Compared with conventional grinding, the peak residual compressive stress under UVAG conditions increases by 20%-30%, and the effective depth of action increases by about 50%. The results show that UVAG can reduce the average Taylor factor and increase the slip activity by suppressing frictional heating and promoting multi-slip coordination and dislocation proliferation, thereby reconstructing the cross-scale stress field. The established model can be used for residual stress prediction and process parameter optimization of UVAG in aerospace gears.

Key words: Aerospace gear; Crystal plasticity finite element model; Ultrasonic vibration-assisted grinding; Thermal-mechanical coupling; Residual stress

(编辑: 贾文倩)