

基于真实组织的 SUS316L/TA18 双金属复合管绕弯成形细观变形行为

王翠竹¹, 梁远程²

(1. 四川信息职业技术学院 现代制造学院, 四川 广元 628040; 2. 成都地铁运营有限公司, 四川 成都 610051)

摘要: 以 SUS316L/TA18 双金属复合管为研究对象, 基于电子背散射衍射实验获取了两种材料的真实微观组织信息, 并在此基础上构建了晶体塑性有限元模型, 系统研究了复合管绕弯成形过程中不同材料层内的细观应力、应变及位错演化特征。结果表明: SUS316L 奥氏体不锈钢呈现等轴晶、弱织构特征, 平均晶粒尺寸约为 25.8 μm ; 而 TA18 钛合金晶粒更细, 平均晶粒尺寸约为 15.5 μm , 具有相对较强的织构特征。绕弯加载条件下, 两种材料内部均表现出显著的晶粒尺度应力与应变非均匀性, 其中: TA18 钛合金层内高应力与高位错密度区域更易集中于晶界附近, 反映出 HCP 结构下变形协调能力受限; 相比之下, SUS316L 奥氏体不锈钢由于 FCC 结构滑移系丰富, 应力与位错分布相对平缓, 但在取向不利晶粒中仍出现明显的局部应变集中。研究结果揭示了不同晶体结构材料在绕弯成形过程中细观变形机制的本质差异, 为双金属复合管成形质量控制与工艺优化提供了细观力学依据。

关键词: 双金属复合管; 绕弯成形; 晶体塑性有限元; 细观变形; 平均晶粒尺寸

DOI: 10.13330/j.issn.1000-3940.2026.05.014

中图分类号: TG386.3⁺1

文献标志码: A

文章编号: 1000-3940 (2026) 05-0103-13

Mesoscale deformation behavior of SUS316L/TA18 bimetallic composite tube during bending based on real microstructures

Wang Cuizhu¹, Liang Yuancheng²

(1. School of Modern Manufacturing, Sichuan Vocational College of Information Technology, Guangyuan 628040, China;

2. Chengdu Metro Operation Co., Ltd., Chengdu 610051, China)

Abstract: For SUS316L/TA18 bimetallic composite tubes, the true microstructure information of the two materials was obtained by electron backscatter diffraction (EBSD) experiments, and based on this, the crystal plasticity finite element (CPFE) model was constructed to systematically study the evolution characteristics of mesoscopic stress, strain and dislocation. The result shows that SUS316L austenitic stainless steel exhibits equiaxed grains and weak texture, with an average grain size of approximately 25.8 μm , while TA18 titanium alloy has finer grains and relatively stronger texture, with an average grain size of approximately 15.5 μm . Under bending loading conditions, both materials show significant grain-scale stress and strain inhomogeneity. In TA18 titanium alloy layer, the regions of high stress and high dislocation density tend to concentrate near grain boundaries, reflecting the limited deformation compatibility of HCP structure. In contrast, SUS316L austenitic stainless steel, due to its abundant slip systems in FCC structure, exhibits a relatively gentle distribution of stress and dislocation, but significant local strain concentrations still occur in unfavorably orientation grains. These results reveal the essential differences in the mesoscopic deformation mechanisms of materials with differences crystal structures during bending process, providing mesomechanical basis for quality control and process optimization on the forming bimetallic composite tubes forming.

Key words: bimetallic composite tube; bending; crystal plasticity finite element method; mesoscale deformation; average grain size

双金属复合管因兼具不同材料的性能优势, 在航空航天、能源输送及高端装备管路系统中得到了

广泛应用^[1-3]。以不锈钢/钛合金复合管为例, 其在满足耐腐蚀、高强度与轻量化等综合性能需求方面具有明显优势。然而, 由于内外层材料在弹塑性性能、晶体结构及变形机制等方面存在显著差异, 复合管在弯曲等成形过程中易产生应力-应变失配、局部变形不协调及成形缺陷等问题^[4-7]。已有研究表明^[8-9], 金属材料的微观组织特征 (如晶粒尺寸、晶

收稿日期: 2026-01-20; 修订日期: 2026-04-16

基金项目: 四川信息职业技术学院 2025 年度科技平台项目 (2025KC05)

作者简介: 王翠竹 (1992-), 女, 硕士, 助教

E-mail: 291055771@qq.com

体取向及织构状态等) 对其宏观塑性变形行为具有重要影响, 因此, 复合管在复杂加载路径下的变形行为不仅与结构参数有关, 也与材料组织特征密切相关。

目前, 针对双金属复合管弯曲成形行为的研究主要集中于宏观尺度, 通常基于连续介质假设, 重点分析截面畸变、壁厚变化、回弹及成形极限等问题。针对复合管因基覆管材料性能差异导致的弯曲回弹问题, 王龙泽^[10]通过建立宏观有限元模型对复合管绕弯成形过程进行了分析, 并探讨了弯曲半径、助推速度及模具间隙等工艺参数对壁厚变化及截面畸变的影响规律。结果表明, 不同成形参数对弯管成形质量具有显著影响, 合理的工艺参数匹配是保证复合管成形精度的关键。在成形质量方面, 张逸飞^[11]基于宏观有限元模型, 重点分析了成形参数对双金属复合管绕弯过程中壁厚减薄与截面畸变等缺陷的影响规律。通过参数敏感性分析与响应面法优化, 揭示了相对弯曲速度、弯曲半径及摩擦条件等宏观工艺参数对成形质量的主导作用。然而, 这类宏观模型难以进一步探明不同材料层内由于晶粒取向差异、晶粒尺寸不均匀及组织各向异性等因素所引起的局部非均匀变形行为。尤其对于双金属复合管而言, 界面两侧材料的微观变形协调性问题的宏观尺度下难以得到合理描述, 因此, 有必要从微观组织尺度出发, 系统分析复合管绕弯过程中的细观变形行为及其演化特征。

在微观尺度上, 晶体塑性理论及其数值实现方法, 如粘塑性自洽法 (Visco-Plastic Self-Consistent, VPSC) 与晶体塑性有限元法 (Crystal Plasticity Finite Element, CPFE), 已被广泛应用于多晶金属的塑性变形机理研究。其中, 晶体塑性有限元法能够显式考虑晶粒取向、滑移系激活及晶粒间相互作用等因素, 在描述材料各向异性变形与局部应变非均匀性方面具有明显优势。近年来, 该方法已成功应用于单一金属材料拉伸、弯曲及塑性成形过程的细观机理研究, 基于细观组织的数值建模方法在揭示材料塑性变形与组织非均匀性方面具有显著优势。孔祥琪^[12]基于 Voronoi 方法构建了与多晶材料真实微观组织相似的晶体塑性有限元模型, 并对单轴拉伸条件下的塑性变形行为进行了模拟。研究结果表明, 晶界的引入显著增强了多晶体内部变形的不均匀性, 不同晶粒区域的塑性应变累积存在明显差异, 晶界两侧易形成较大的应力梯度, 从而成为损伤优先萌生的位置。Chen B 等^[13]结合真实组织几何模型与基于位错密度演化的晶体塑性本构关系, 建立

了镍基高温合金的细观晶体塑性有限元模型, 并引入局部储存弹性能密度准则对微裂纹萌生行为进行预测。结果表明, 数值模拟得到的裂纹萌生位置与实验结果具有良好一致性, 验证了基于真实组织的 CPFE 方法在描述材料细观变形与损伤演化方面的有效性。Zhang J 等^[14]基于真实微观组织建立了 SiC_p/Al 复合材料的细观有限元几何模型, 并采用本构模型描述基体材料的弹塑性变形行为, 通过等效塑性应变判据对损伤萌生进行预测, 揭示了材料细观结构对局部变形与损伤演化的控制作用。然而, 针对基于真实组织的双金属复合管绕弯变形行为的相关研究仍较为有限, 尤其是关于不同材料层内细观应力、应变分布特征及界面附近变形协调机制的认识仍不充分。

基于此, 本文以 SUS316L/TA18 双金属复合管为研究对象, 首先通过电子背散射衍射 (Electron Backscatter Diffraction, EBSD) 技术对两种材料的微观组织特征进行表征, 并基于实测取向数据构建细观晶体塑性有限元模型。在此基础上, 模拟复合管绕弯过程, 系统分析其在微观尺度下的应力与应变分布特征, 重点揭示不同材料层及界面附近的细观变形行为。进一步地, 探讨组织特征与结构参数对复合管弯曲变形行为的影响规律, 以期对双金属复合管的精密成形工艺优化提供细观力学依据。

1 实验材料与组织表征

本文选用 SUS316L 奥氏体不锈钢与 TA18 钛合金作为研究对象, 两种材料分别作为复合管的外层与内层。复合管采用离心铸造与后续挤压复合工艺制备, 即通过离心铸造成形双金属复合坯料, 经挤压成形获得最终复合管结构。SUS316L 奥氏体不锈钢具有良好的塑性和耐腐蚀性能, TA18 钛合金兼具较高比强度与良好的成形性能, 这种组合在轻量化耐蚀管路系统中具有典型工程代表性。试样取自实际制备的 SUS316L/TA18 双金属复合管, 通过线切割设备在 SUS316L/TA18 复合管轴向-径向截面制备 EBSD 试样, 如图 1 所示, 经机械抛光+电解抛光后进行 EBSD 测试。EBSD 测试在 TESCAN 场发射扫描电子显微镜上完成, 配备 Oxford 电子背散射衍射仪, 加速电压为 20 kV, 其中 SUS316L 奥氏体不锈钢与 TA18 钛合金的扫描步长分别选择 0.2 和 0.4 μm 。

通过 EBSD 对 SUS316L 奥氏体不锈钢与 TA18 钛合金的微观组织进行表征, 分别获得其晶粒取向

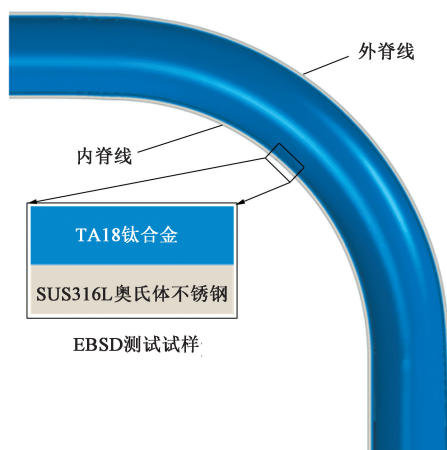


图1 SUS316L/TA18 复合管微观组织取样位置示意图

Fig. 1 Schematic diagram of microstructural sampling position in SUS316L/TA18 composite tube

分布图和极图 (Pole Figure, PF), 如图2和图3所示。其中, TD ($X0$) 为管材切向, RD ($Y0$) 为管材径向。

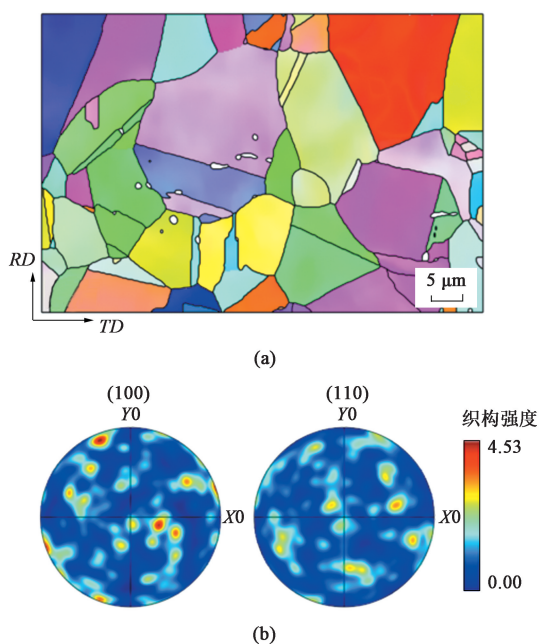


图2 SUS316L 奥氏体不锈钢的微观组织

(a) 晶粒取向分布图 (b) 极图

Fig. 2 Microstructure of SUS316L austenitic stainless steel

(a) Grain orientation distribution diagram (b) PFs

图2给出了SUS316L奥氏体不锈钢的晶粒取向分布及对应极图。从图2a中可以看出, SUS316L奥氏体不锈钢组织以等轴晶为主, 晶粒形貌较为规则, 晶界清晰, 同时可观察到少量具有典型 $\Sigma 3$ 取向关系特征的退火孪晶。整体晶粒形貌分布较为均匀, 未表现出明显的宏观拉长或带状组织特征。不同晶

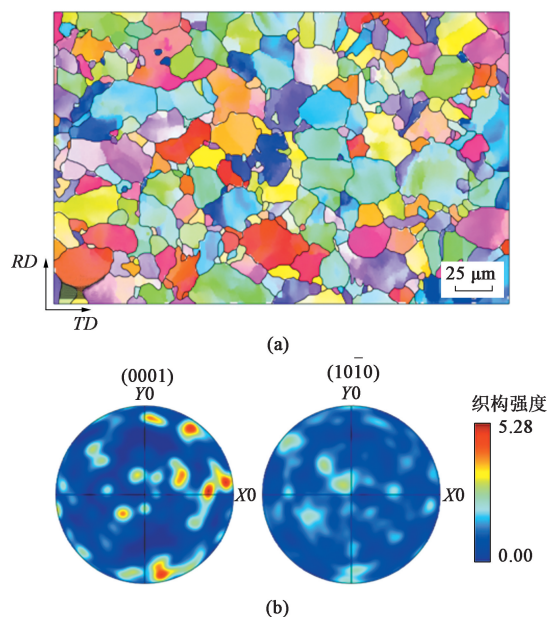


图3 TA18 钛合金的微观组织

(a) 晶粒取向分布图 (b) 极图

Fig. 3 Microstructure of TA18 titanium alloy

(a) Grain orientation distribution diagram (b) PFs

粒之间取向差异明显, 但在空间分布上未表现明显的取向集中聚集趋势。由极图 (图2b) 分析可知, SUS316L奥氏体不锈钢的组织强度最大值约为4.53, 整体组织强度较弱, 未呈现明显的集中取向特征, 表明该材料接近于弱组织状态。

图3给出了TA18钛合金的晶粒取向分布及对应极图。与SUS316L奥氏体不锈钢不同, TA18钛合金的晶粒形貌整体上仍以等轴晶为主, 局部区域可观察到一定程度的拉长晶粒或拉伸取向特征, 表明该材料在成形或前期加工过程中已形成一定的组织取向特征。从极图中可以看出, TA18钛合金存在较为明显的取向集中趋势, 其最大组织强度约为5.28, 高于SUS316L奥氏体不锈钢, 说明TA18钛合金表现出较强组织特征。

进一步对晶粒尺寸进行统计分析 (图4), 得到TA18钛合金和SUS316L奥氏体不锈钢的平均晶粒尺寸约为15.5和25.8 μm , 前者整体晶粒尺寸明显小于后者, 且分布较为集中。这种细晶组织有利于提高材料的变形协调能力和强度水平, 但同时其较强的组织特征也意味着在塑性变形过程中可能表现出更为显著的各向异性响应。而SUS316L奥氏体不锈钢的晶粒尺寸分布区间相对集中, 未出现明显的异常粗大晶粒, 说明其初始组织具有较好的均匀性。这种等轴晶粒结构为后续弯曲变形过程中材料的协

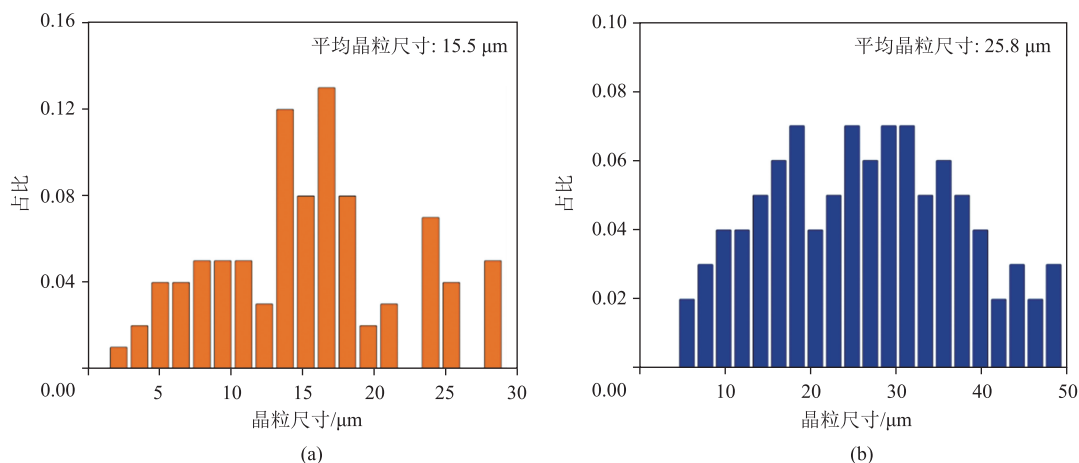


图 4 平均晶粒尺寸统计图
(a) TA18 钛合金 (b) SUS316L 奥氏体不锈钢
Fig. 4 Statistical diagrams of average grain size
(a) TA18 titanium alloy (b) SUS316L austenitic stainless steel

调变形提供了良好的组织基础。

综上可知, SUS316L 奥氏体不锈钢与 TA18 钛合金在晶粒尺寸、晶粒形貌及织构特征方面均存在明显差异:前者表现为粗晶、弱织构、等轴晶组织,而后者则呈现出细晶、相对较强织构、局部取向拉长的组织特征。这些基于 EBSD 获得的真实微观组织信息为后续构建基于真实组织的 CPFE 模型提供了可靠数据。

2 双金属复合管绕弯成形有限元模型建立

2.1 宏观有限元模型构建

为获取双金属复合管绕弯过程中的宏观应力、应变分布状态,建立了 SUS316L/TA18 复合管绕弯全过程三维有限元模型,如图 5 所示。模型包括复合管、弯曲模、芯棒、芯球、压块、夹紧块及防皱模等部件。其中,复合管定义为可变形体,其余模具均简化为离散刚体,以提高计算效率。

复合管采用 C3D8R 八节点线性缩减积分单元进行网格划分,总单元数约为 18 万。为保证界面及厚度方向应力梯度计算精度,厚度方向划分 6 层单元,并在弯曲区及模具接触区进行局部网格加密,其中,弯曲模具采用 R3D4 四节点离散刚体单元建模。此外,为准确表征绕弯过程中径向 RD 、周向 CD 与切向 TD 的场变量分布,建立局部圆柱坐标系用于结果提取。

2.2 材料本构模型

SUS316L 奥氏体不锈钢与 TA18 钛合金分别采用基于实验数据标定的两种材料的弹塑性本构模型。

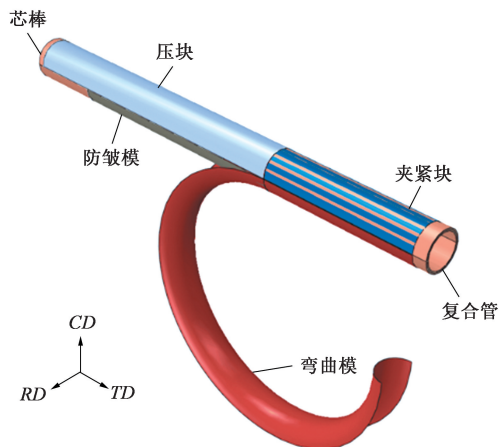


图 5 SUS316L/TA18 复合管绕弯有限元模型
Fig. 5 Finite element model of SUS316L/TA18 composite tube during bending

弹性阶段采用线弹性模型,其弹性模量与泊松比依据实验测定值设置;塑性阶段采用各向同性硬化模型,应力-应变关系来源于室温单轴拉伸实验数据。

两种材料的物理参数如表 1 所示。应力-应变曲线通过实验拟合输入至 ABAQUS 材料模块,以保证宏观变形行为与实际材料响应一致。

表 1 SUS316L/TA18 双金属复合管的物理性能参数
Table 1 Physical property parameters of SUS316L/TA18 bimetallic composite tube

材料	密度/($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$)	弹性模量/GPa	泊松比
SUS316L 奥氏体不锈钢	7980	190	0.33
TA18 钛合金	4480	120	0.30

双金属复合管内外层之间采用 Tie 约束实现完

全结合, 以模拟离心铸造+挤压成形后的冶金结合状态, 从而保证内外层管在绕弯过程中的变形协调。

2.3 边界条件与接触设置

在接触定义方面, 复合管与各模具之间采用 Surface-to-Surface 接触算法。模具作为主面, 管材为从面。摩擦行为采用库仑摩擦模型, 不同接触界面的摩擦因数依据文献及工程经验设定。绕弯加载通过弯曲模绕中心轴转动实现, 压块沿切向进给以保证材料稳定变形; 芯棒用于维持内壁圆度, 在弯曲过程中约束平动自由度, 仅允许切向滑移; 防皱模

固定不动以控制截面稳定性。

绕弯结束后, 通过删除模具并在 ABAQUS/Standard 中建立静力分析步进行卸载分析, 以获得回弹与残余应力分布状态。

2.4 模型验证

为验证宏观有限元模型的准确性, 将模拟结果与绕弯实验结果进行对比分析, 如图 6 所示。对比指标包括截面畸变率与弯曲角度偏差。结果表明, 有限元预测结果与实验测量值吻合良好, 最大误差控制在 5% 以内。

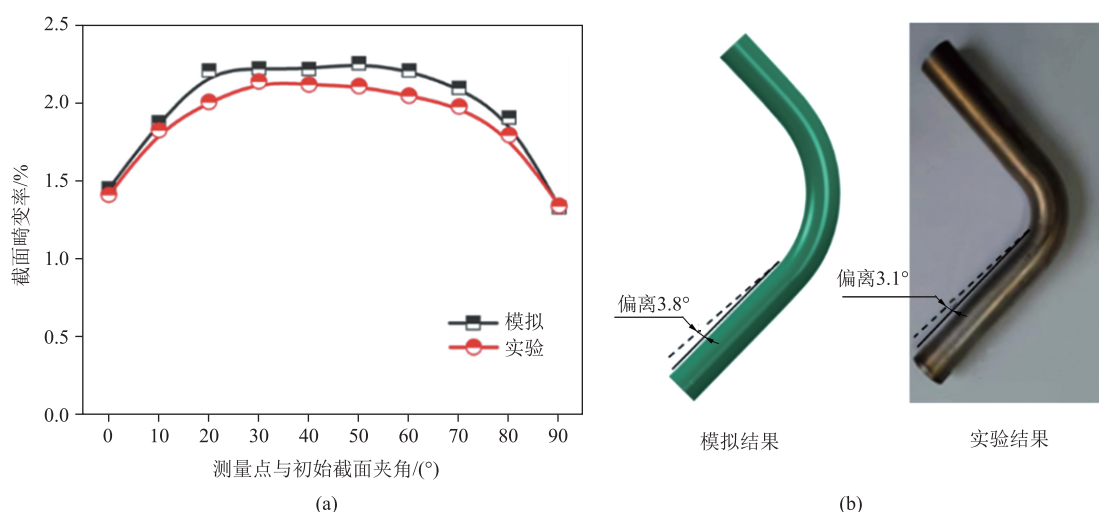


图 6 SUS316L/TA18 复合管绕弯有限元模拟与实验结果对比

(a) 截面畸变率 (b) 弯曲角度偏差

Fig. 6 Comparison between finite element simulation and experimental results of SUS316L/TA18 composite tube during bending

(a) Cross-sectional distortion rate (b) Bending angle deviation

上述结果表明, 该宏观有限元模型能够合理描述双金属复合管绕弯过程中的变形行为与应力分布状态。因此, 基于该模型提取的外脊线处应力边界条件可作为后续晶体塑性有限元模型的驱动载荷, 具有较高可靠性。

3 细观力学建模分析

3.1 晶体塑性本构模型

对于面心立方 (Face-Centered Cubic, FCC) 晶体材料, 其塑性变形主要通过晶体内的滑移机制实现。在 FCC 晶体中, 理论上共有 12 个潜在可激活的滑移系, 对应于 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 滑移系族。在外加载荷的作用下, 这些滑移系根据各自的分解剪应力状态依次或同时被激活, 从而产生晶体尺度的塑性变形。

本文采用速率相关型晶体塑性本构模型, 并将其编写为用户材料子程序 UMAT 嵌入 ABAQUS

Standard/Explicit 求解器中进行数值计算。塑性速度梯度 L^p 可由塑性变形梯度 F^p 表示:

$$L^p = \dot{F}^p (F^p)^{-1} \quad (1)$$

在晶体塑性理论框架下, 塑性速度梯度可进一步表示为各滑移系剪切速率的叠加形式:

$$L^p = \sum_{\alpha} \dot{\gamma}_{\alpha}^p (s^{\alpha} \otimes m^{\alpha}) \quad (2)$$

式中: $\dot{\gamma}_{\alpha}^p$ 为第 α 个滑移系的剪切速率; s^{α} 和 m^{α} 分别为第 α 个滑移系的滑移方向单位矢量和滑移面法向单位矢量; $\otimes$ 为张量积运算; N_s 为滑移系总数, FCC 晶体中为 12。

本文中, 滑移系的剪切速率采用基于热激活机制的速率相关型滑移定律描述:

$$\dot{\gamma}_{\alpha}^p = \rho_m b v \exp \left(- \frac{\Delta F}{kT} \right) \sinh \left(\frac{\Delta V}{kT} (|\tau^{\alpha}| - \tau_c^{\alpha}) \right) \text{sign}(\tau^{\alpha}) \quad (3)$$

式中: ρ_m 为可动位错密度; b 为 Burgers 矢量模长;

v 为位错尝试跨越能垒的频率; ΔF 为位错脱钉所需的激活能; ΔV 为对应的激活体积; k 为 Boltzmann 常数; T 为绝对温度; τ^α 为第 α 个滑移系上的分解剪应力; τ_c^α 为第 α 个滑移系的临界分解剪应力。

在加工硬化描述方面, 本文采用修正的 Taylor 硬化模型来描述分解剪应力的演化规律:

$$\tau^\alpha = \tau_0 + \lambda \mu b \sqrt{\rho} \quad (4)$$

式中: τ_0 为初始临界分解剪应力; μ 为材料的面内剪切模量; ρ 为总位错密度; λ 为无量纲硬化系数。

本文采用各向同性硬化假设, 即认为 12 个滑移系具有相同的硬化速率。

统计存储位错 (Statistically Stored Dislocations, SSDs) 的累积是导致材料加工硬化的主要原因之一。本文中, 总位错密度 ρ 的演化由累积等效塑性应变控制:

$$\dot{\rho} = K \dot{\varepsilon}_{\text{eff}}^p \quad (5)$$

式中: K 为材料常数, 用于控制位错密度的累积速率, 该参数通过实验标定以保证多晶材料整体硬化行为的合理性; $\dot{\varepsilon}_{\text{eff}}^p$ 为等效塑性应变速率。

塑性变形的长度尺度依赖性可通过几何必需位错 (Geometrically Necessary Dislocations, GND) 密度演化解释, GND 密度由调节晶格曲率的塑性变形梯度计算:

$$\text{curl}(\mathbf{F}^p) = \sum_{\alpha} b \otimes \rho_{\text{GND}}^\alpha \quad (6)$$

式中: ρ_{GND} 为 GND 密度; $\text{curl}(\mathbf{F}^p)$ 为塑性变形梯度 $\mathbf{F}^p$ 的旋度。

3.2 参数确定

晶体塑性本构模型中各参数的选取直接影响材料细观变形行为描述的准确性。为保证模型参数的合理性与可靠性, 本文采用基于多晶模型的单轴拉伸数值模拟与实验结果拟合的方法对 SUS316L 奥氏体不锈钢与 TA18 钛合金的晶体塑性参数进行标定。

首先, 依据前述 EBSD 实验结果 (图 2~图 4), 分别建立在平均晶粒尺寸与织构特征上与真实材料保持一致的多晶代表性体元 (Representative Volume Element, RVE) 模型, 其几何形貌与晶粒取向分布如图 7 和图 8 所示。SUS316L 奥氏体不锈钢与 TA18 钛合金的 RVE 模型尺寸均为 $20 \mu\text{m} \times 20 \mu\text{m} \times 20 \mu\text{m}$,

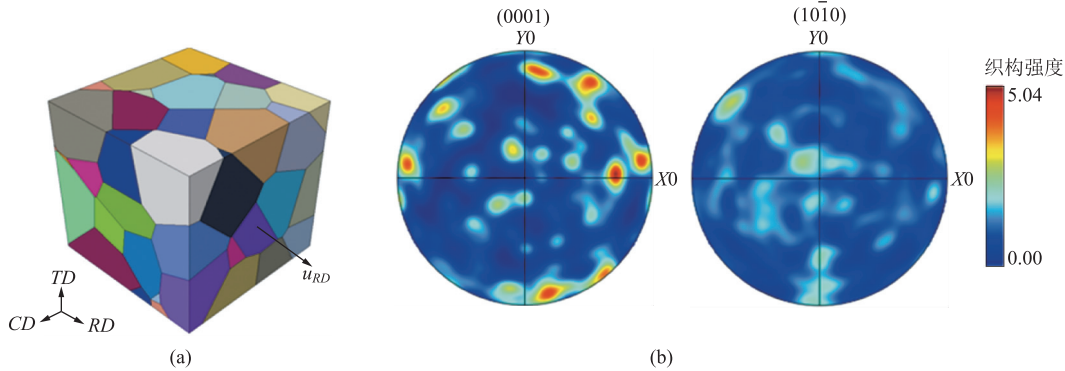


图 7 TA18 钛合金晶体塑性模型参数校准

(a) 多晶模型 (b) 极图

Fig. 7 Calibration of crystal plasticity model parameters for TA18 titanium alloy

(a) Polycrystalline model (b) PFs

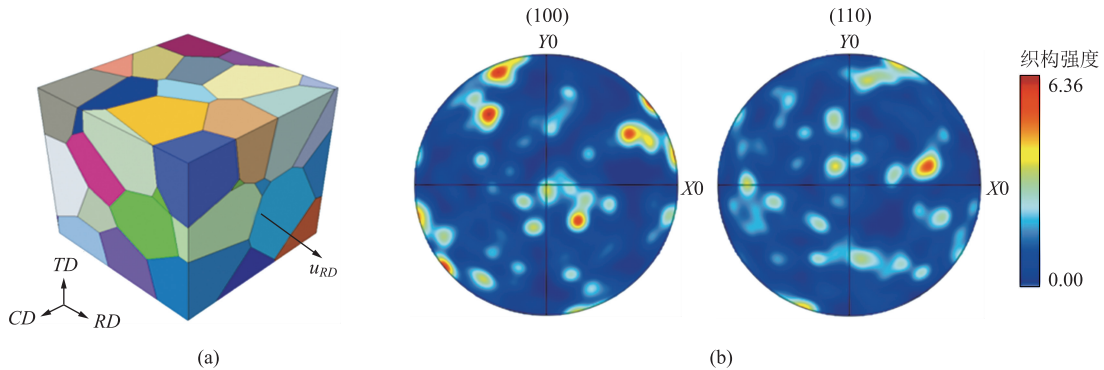


图 8 SUS316L 奥氏体不锈钢晶体塑性模型参数校准

(a) 多晶模型 (b) 极图

Fig. 8 Calibration of crystal plasticity model parameters for SUS316L austenitic stainless steel

(a) Polycrystalline model (b) PFs

划分单元数量分别为 91000 和 82188 个，以兼顾计算精度与效率。多晶模型中各晶粒的取向信息直接来源于 EBSD 统计结果，从而保证模型在初始组织状态上与真实材料具有良好一致性。

在参数校准过程中，以前期单轴拉伸实验数据为参考，利用所建立的多晶模型对单轴拉伸过程进行数值模拟（施加沿径向位移 u_{RD} ），并将计算得到的宏观应力-应变曲线与实验结果进行对比。通过多次迭代计算与参数调整，最终获得的拟合结果如图 9 所示。从图 9 中可以看出，SUS316L 奥氏体不锈钢和 TA18 钛合金的模拟与实验结果均吻合良好，表明所选参数（包括初始临界分切应力、硬化参数、激活能和激活体积等）能够合理描述两种材料的细观变形行为。最终确定的 SUS316L 奥氏体不锈钢与 TA18 钛合金晶体塑性模型参数如表 2 所示。

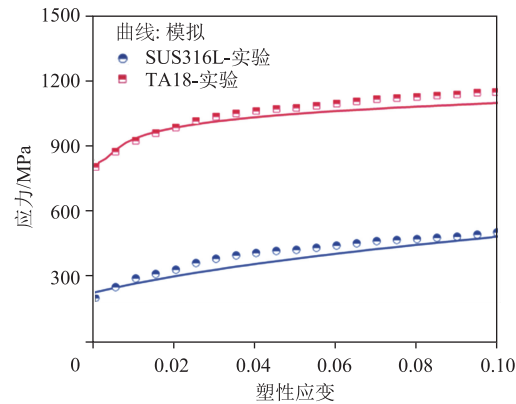


图 9 单轴拉伸应力-塑性应变曲线拟合
Fig. 9 Fitting of uniaxial tensile stress and plastic strain curves

该参数为后续基于真实组织的双金属复合管细观变形行为分析提供了可靠的本构基础。

表 2 SUS316L 奥氏体不锈钢与 TA18 钛合金晶体塑性模型参数

Table 2 Crystal plasticity model parameters for SUS316L austenitic stainless steel and TA18 titanium alloy							
参数	τ_0/MPa	$b/\mu\text{m}$	λ	v/Hz	$\Delta V/\mu\text{m}^3$	$\Delta F/\text{J}$	$\rho/\mu\text{m}^{-2}$
TA18 钛合金	275	2.95×10^{-4}	1125	1×10^{11}	$23.8b^3$	1.69×10^{-20}	0.01
SUS316L 奥氏体不锈钢	102	2.5×10^{-4}	195	1×10^{11}	$39.9b^3$	2.60×10^{-20}	0.01

3.3 基于复合管真实组织的晶体塑性有限元模型建立

为研究双金属复合管绕弯过程中不同材料层内部的细观变形特征，本文分别针对 SUS316L 奥氏体不锈钢层与 TA18 钛合金层建立基于真实组织的晶体塑性有限元模型。模型所用晶粒形貌与晶体取向均来源于前述 EBSD 实测数据，并基于 ABAQUS 软件对晶粒几何形态进行重构，将对应的晶粒取向信息映射至有限元网格中，从而在数值模型中真实再现材料的初始微观组织特征。所建立的真实组织模型几何形貌与网格划分形式如图 10 所示。其中，SUS316L 奥氏体不锈钢层与 TA18 钛合金层几何模型尺寸分别为 $70\ \mu\text{m}\times 48\ \mu\text{m}\times 4\ \mu\text{m}$ 和 $190\ \mu\text{m}\times 190\ \mu\text{m}\times 10\ \mu\text{m}$ ，划分单元数量为 83000 和 75000 个。

需要说明的是，本文构建的细观模型均为单一材料的真实组织多晶模型，分别对应复合管中的 TA18 钛合金层与 SUS316L 奥氏体不锈钢层，模型中不显式包含两种材料的界面结构。该建模策略旨在已知宏观成形载荷条件下，重点分析双金属复合管基体的细观变形特征及其演化规律。

在载荷与边界条件施加方面，本文采用宏-细观尺度关联的方法：首先基于双金属复合管绕弯成

形的宏观有限元模型，提取位于 TA18 钛合金层与 SUS316L 奥氏体不锈钢层对应位置处的应力边界条件；随后将该应力边界条件分别映射并施加于对应材料的真实组织细观模型外边界，以驱动其发生与实际绕弯过程一致的局部变形。边界条件示意图 11 所示。

通过上述方法，建立了在复合管绕弯成形驱动下的 TA18 钛合金与 SUS316L 奥氏体不锈钢材料真实组织晶体塑性有限元模型，为后续系统分析两种材料在绕弯过程中的细观应力分布、应变局部化特征及其变形不均匀性提供了可靠的数值基础。

4 双金属复合管绕弯下的细观变形特征分析

4.1 应力分布特征

图 12 与图 13 分别给出了 TA18 钛合金层与 SUS316L 奥氏体不锈钢层在绕弯成形载荷作用下的等效应力 σ 及沿管切向、径向和周向的应力分量 σ_{TD} 、 σ_{RD} 和 σ_{CD} 的细观分布云图。可以看出，在相同宏观载荷驱动条件下，两种材料内部均表现出显著的细观尺度应力非均匀分布特征。

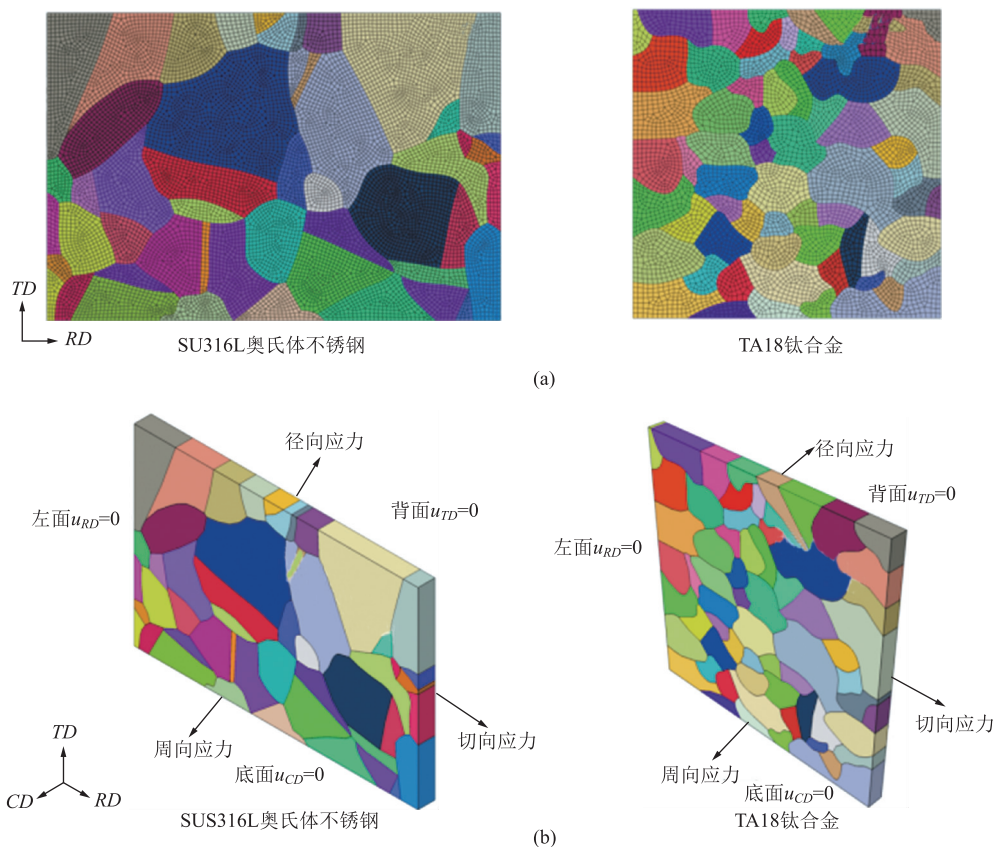


图 10 基于 TA18 钛合金和 SUS316L 奥氏体不锈钢真实微观结构的晶体塑性有限元模型

(a) 有限元网格 (b) 几何模型和边界条件

Fig. 10 Crystal plasticity finite element models based on true microstructures of TA18 titanium alloy and SUS316L austenitic stainless steel

(a) Finite element mesh (b) Geometric model and boundary conditions

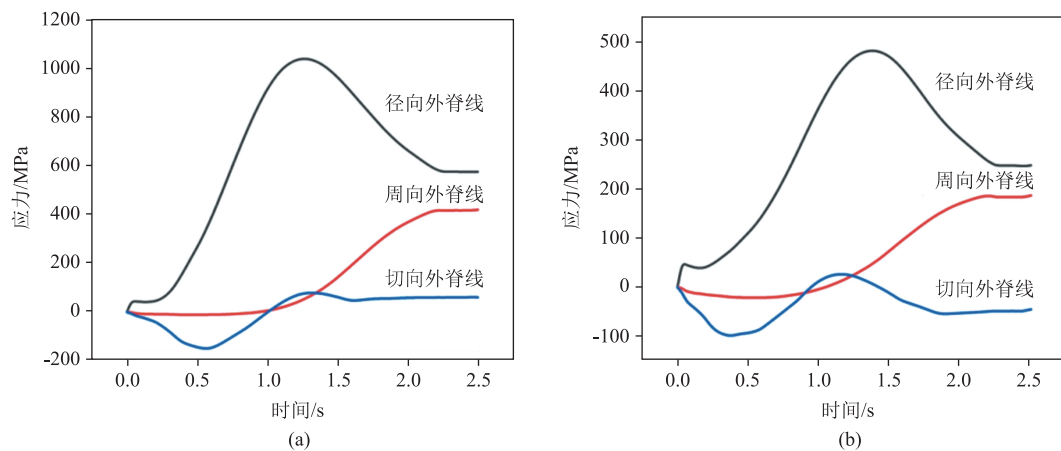


图 11 SUS316L/TA18 双金属复合管绕弯过程外脊线的加载状态

(a) TA18 钛合金 (b) SUS316L 奥氏体不锈钢

Fig. 11 Loading states of SUS316L/TA18 bimetallic composite tube at outer ridge lines during bending

(a) TA18 titanium alloy (b) SUS316L austenitic stainless steel

从等效应力分布来看, TA18 钛合金内部的应力水平整体高于 SUS316L 奥氏体不锈钢, 且高应力区域主要呈条带状或块状分布于晶界附近及部分取向

不利晶粒内部, 表现出明显的晶粒间变形不协调特征。相比之下, SUS316L 奥氏体不锈钢内部等效应力分布相对更为弥散, 但仍可在部分“硬取向”晶

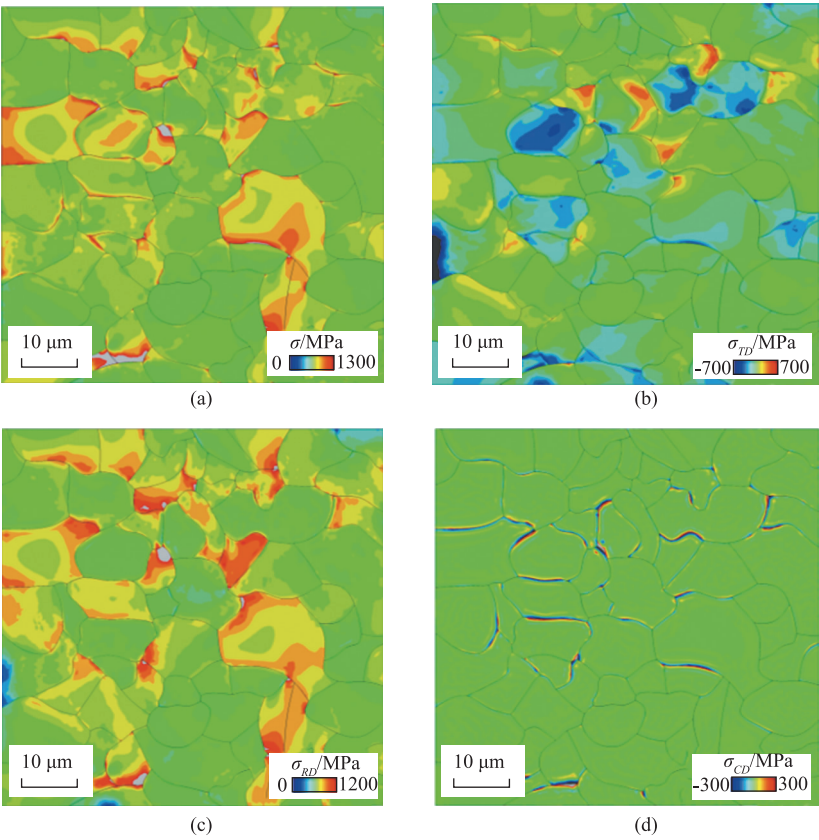


图 12 TA18 钛合金绕弯成形应力晶体塑性有限元模拟结果

(a) 等效应力 (b) 切向应力 (c) 径向应力 (d) 周向应力

Fig. 12 CPFE simulation results of stress for TA18 titanium alloy during bending

(a) Equivalent stress (b) Tangential stress (c) Radial stress (d) Circumferential stress

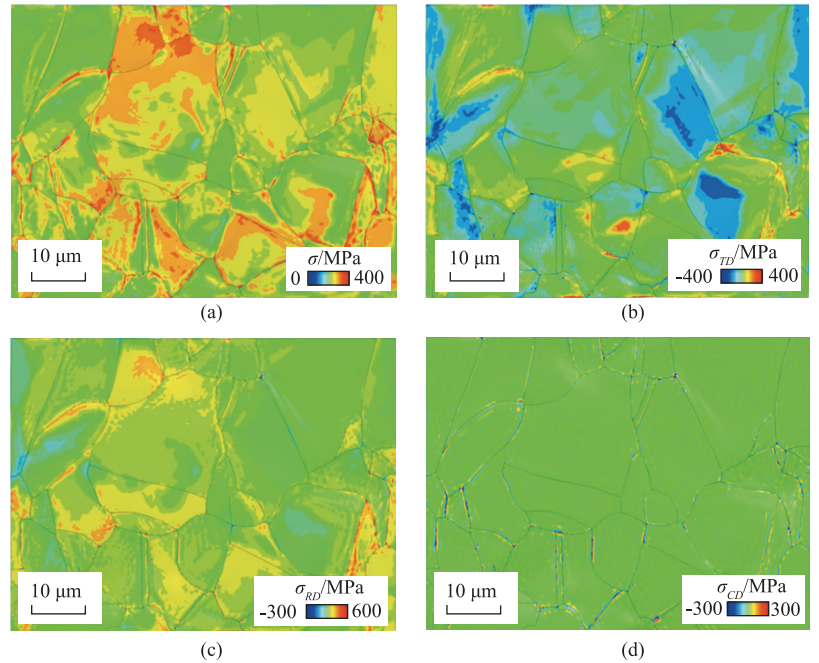


图 13 SUS316L 奥氏体不锈钢绕弯成形应力晶体塑性有限元模拟结果

(a) 等效应力 (b) 切向应力 (c) 径向应力 (d) 周向应力

Fig. 13 CPFE simulation results of stress for SUS316L austenitic stainless steel during bending

(a) Equivalent stress (b) Tangential stress (c) Radial stress (d) Circumferential stress

粒及其邻近区域观察到局部应力集中现象。这表明, 尽管两种材料均发生塑性变形, 但其内部应力分担方式在细观尺度上存在显著差异。

从各向应力分量分布可以看出, 沿绕弯主变形方向 TD 上的正应力呈现出最为显著的拉压分区特征: 部分晶粒内部形成明显的拉应力区, 而相邻晶粒则可能处于压应力或低应力状态, 反映出不同晶粒取向对外加载荷响应的差异性。沿 RD 与 CD , 应力分量整体幅值相对较小, 但在晶界附近及晶粒三岔结区域仍可观察到明显的局部应力扰动与集中现象, 说明多轴应力状态在细观尺度上普遍存在。

进一步从晶体取向角度分析可知, 部分“软取向”晶粒由于其滑移系取向更有利于激活, 能够较早进入塑性变形阶段, 从而承担更多塑性应变并表现出相对较低的应力水平; 而相邻“硬取向”晶粒由于滑移受限, 则在变形过程中持续积累较高的弹性应力, 最终在晶粒内部或晶界附近形成局部应力集中区。这种由晶粒取向差异导致的应力分配不均, 是造成细观尺度应力高度非均匀分布的根本原因。

对比 TA18 钛合金与 SUS316L 奥氏体不锈钢可

见, TA18 钛合金中的应力集中程度与空间梯度变化更为显著, 说明其在绕弯加载过程中更容易形成强烈的晶粒间变形不协调; 而 SUS316L 奥氏体不锈钢由于其面心立方结构滑移系数数量较多, 应力分布相对更为平缓, 但在局部区域仍不可避免地产生应力集中。这一结果表明, 材料晶体结构与滑移特性对复合管绕弯过程中细观应力分布具有重要影响。

4.2 应变分布特征

应变场结果表明, 两种材料在绕弯载荷下均呈现显著的晶粒尺度非均匀变形特征: 等效塑性应变并非在晶粒内部均匀扩展, 而是优先沿晶界及取向突变区域形成条带状高应变区, 并在局部区域出现连续的剪切/滑移带贯通现象, 如图 14 和图 15 所示, 其中, ε_p 为等效塑性应变, ε_{TD} 为切向塑性应变, ε_{RD} 为径向塑性应变, ε_{CD} 为周向塑性应变。这表明真实组织条件下, 晶粒取向差异与晶界约束共同主导了塑性应变的局部化与传递路径。需要说明的是, 本文细观晶体塑性模型所施加的边界条件来源于宏观有限元模型中外脊线位置的应力状态。因此, 应变分布结果反映的是外弧区域加载条件下两种材料的

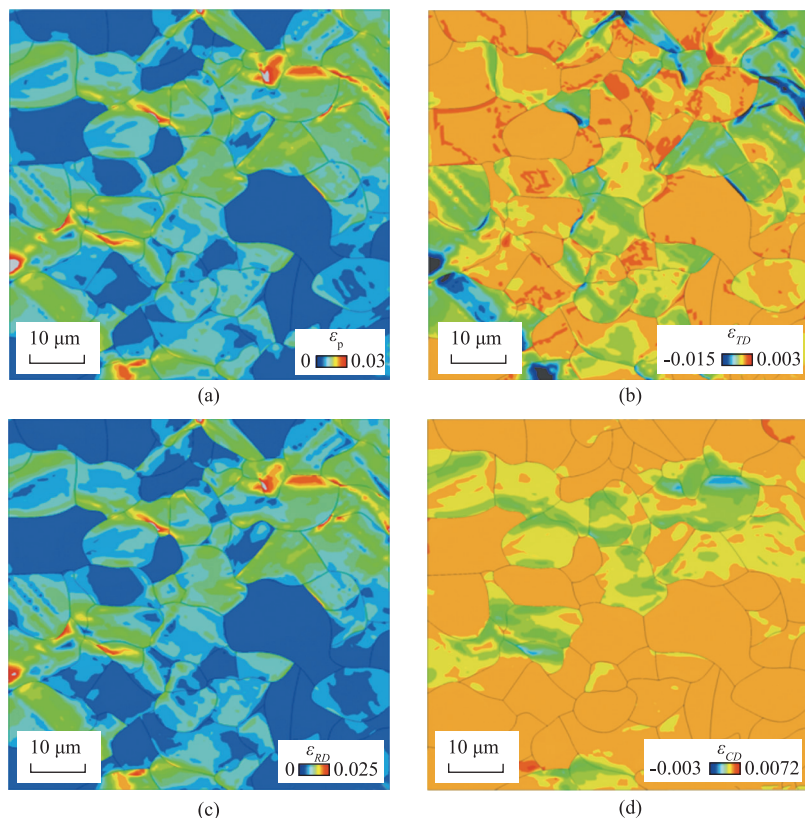


图 14 TA18 钛合金绕弯成形应变晶体塑性有限元模拟结果

(a) 等效塑性应变 (b) 切向塑性应变 (c) 径向塑性应变 (d) 周向塑性应变

Fig. 14 CPFE simulation results of strain for TA18 titanium alloy during bending

(a) Equivalent plastic strain (b) Tangential plastic strain (c) Radial plastic strain (d) Circumferential plastic strain

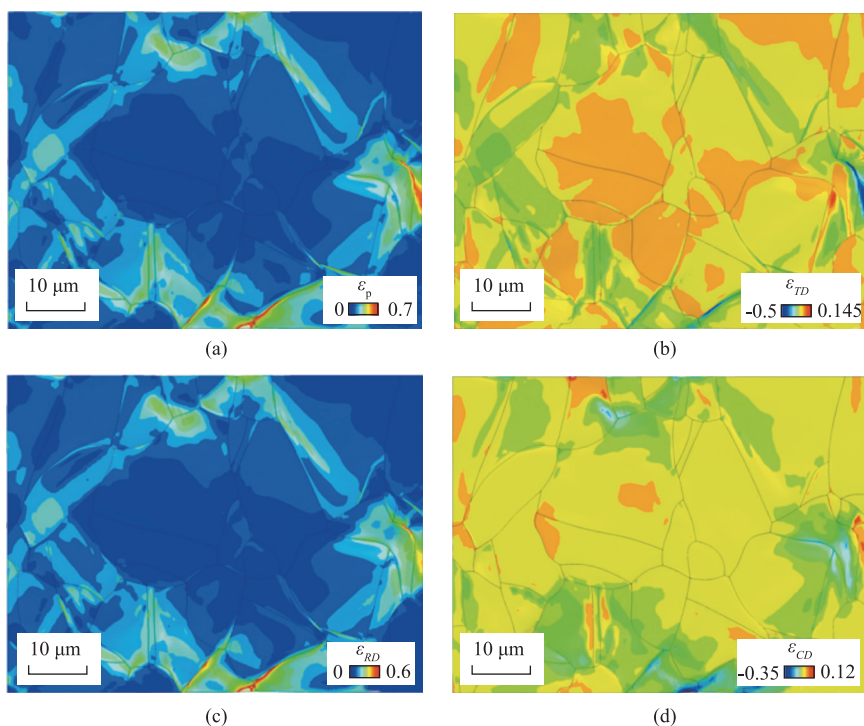


图15 SUS316L 不锈钢绕弯成形应变晶体塑性有限元模拟结果

(a) 等效塑性应变 (b) 切向塑性应变 (c) 径向塑性应变 (d) 周向塑性应变

Fig. 15 CPFE simulation results of strain for SUS316L austenitic stainless steel during bending

(a) Equivalent plastic strain (b) Tangential plastic strain (c) Radial plastic strain (d) Circumferential plastic strain

局部响应,而非整个截面的平均变形水平。

在当前内外层厚度比为 1 : 1 的结构条件下,由于 TA18 钛合金材料屈服强度较高,中性层在绕弯过程中向 TA18 钛合金侧发生偏移,使 TA18 钛合金层实际承担的塑性变形程度相对较低。对 TA18 钛合金而言,等效塑性应变总体水平较低,主要分布在 0~0.03 范围内,其中高应变区多呈细窄条带,集中于晶界附近并向晶内扩展(图 14)。应变分量显示, RD 塑性应变为正且幅值相对较大(0~0.025),而 TD 以负值为主(-0.015~0.003), CD 幅值最小但仍在局部晶界附近出现正负交替(-0.003~0.0072)。这说明 TA18 钛合金在该工况下以特定方向的塑性响应占优,同时伴随一定的剪切/体积相关分量在晶界处发生明显起伏,从而诱发局部应变集中。

对 SUS316L 奥氏体不锈钢而言,应变水平与空间梯度更为突出:等效塑性应变可达 0~0.7,并在部分晶粒内部形成较大面积的中高应变区,同时在晶界处叠加更强的局部峰值(图 15)。应变分量方面, RD 塑性应变范围为 0~0.6, TD 出现明显的正负分区(-0.5~0.145), CD 亦呈现较宽的分布区间(-0.35~0.12)。需要指出的是,该数值为局部晶粒内部的峰值,应变分布具有明显局部化特征,

并不代表材料层整体平均塑性水平。上述结果表明, SUS316L 奥氏体不锈钢在绕弯条件下呈现出明显的多分量协同变形特征:塑性应变一方面在主变形方向上持续累积,另一方面受晶粒取向差异影响,各向应变分量在晶内与晶界附近呈现正负交替分布,使整体应变场更加复杂且局部化程度更高。

4.3 总位错密度

图 16 给出了绕弯条件下 TA18 钛合金与 SUS316L 不锈钢的总位错密度分布结果。可以看出,两种材料在细观尺度上均表现出明显的位错密度非均匀分布,但其集中程度与空间梯度存在显著差异。

对于 TA18 钛合金,总位错密度最大值约为 $0.03 \mu\text{m}^{-2}$,高值区主要沿晶界及取向差异较大的晶粒邻域呈连续分布,并形成明显的条带状富集区域。高位错密度区域面积占比较小,但空间梯度变化剧烈,表现出典型的局部集中型分布特征。这说明在 HCP 结构滑移系受限条件下,材料主要通过位错堆积来协调晶粒间的应变梯度,从而诱发较强的 GND 聚集。

相比之下, SUS316L 奥氏体不锈钢的总位错密度最大值约为 $0.07 \mu\text{m}^{-2}$,整体水平高于 TA18 钛合金,但其分布更加弥散。高位错密度区域不仅出现在晶界处,也在部分晶粒内部形成较大面积的中高

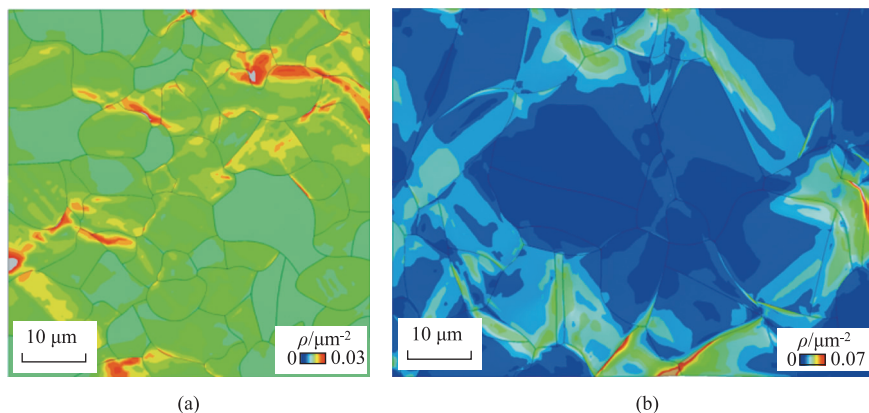


图 16 TA18 钛合金 (a) 与 SUS316L 奥氏体不锈钢 (b) 总位错密度分布云图

Fig. 16 Total dislocation density distributions cloud maps of TA18 titanium alloy (a) and SUS316L austenitic stainless steel (b) during bending

值区, 空间分布相对连续, 梯度变化较为平缓。这与 FCC 结构滑移系丰富、变形协调能力较强有关, 多滑移系协同激活使位错在更大范围内分散累积, 而非高度集中于晶界。

5 结论

(1) EBSD 表征结果表明: SUS316L 奥氏体不锈钢与 TA18 钛合金在初始组织特征上存在显著差异: SUS316L 奥氏体不锈钢以等轴晶为主, 平均晶粒尺寸约为 $25.8 \mu\text{m}$, 织构较弱 (最大织构强度为 4.53); TA18 钛合金晶粒更细, 平均晶粒尺寸约为 $15.5 \mu\text{m}$, 织构相对较强 (最大织构强度为 5.28)。上述组织差异为两种材料在绕弯过程中的细观变形行为差异提供了基础。

(2) 晶体塑性有限元结果表明: 在绕弯载荷作用下, 两种材料内部均呈现明显的晶粒尺度应力-应变非均匀性。TA18 钛合金层内高应力与高应变区主要集中于晶界及不利取向晶粒, 等效塑性应变主要分布在 $0 \sim 0.03$ 范围内; SUS316L 奥氏体不锈钢层内等效塑性应变水平显著提高, 可达 $0 \sim 0.7$, 并表现出明显的多分量协同变形特征。

(3) 位错密度分布揭示了两种材料在绕弯过程中的细观变形差异: TA18 钛合金的总位错密度最大值约为 $0.03 \mu\text{m}^{-2}$, 高值区主要沿晶界及取向差异较大的晶粒邻域呈局部集中分布, 表现出明显的位错局部化特征; 而 SUS316L 奥氏体不锈钢的总位错密度最大值约为 $0.07 \mu\text{m}^{-2}$, 整体水平更高, 但空间分布更为弥散, 高位错密度区域不仅存在于晶界, 也分布于晶粒内部, 梯度变化相对平缓。该差异表明, HCP 结构材料在滑移受限条件下更易通过局部

位错堆积协调变形, 而 FCC 结构材料则可通过多滑移系协同激活实现塑性分散。

参考文献:

- [1] 王同海. 管材塑性加工技术 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1998.
Wang T H. Pipe Plastic Processing Technology [M]. Beijing: China Machine Press, 1998.
- [2] Alcaraz J L, GilSevillano J, MartinezEsnaola J M. A fracture condition based on the upper bound method for the extrusion of bimetallic tubes [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1996, 61 (3): 265-274.
- [3] 朱英霞, 熊杭锋, 陈炜, 等. 异质双金属复合管的弯曲工艺研究进展 [J]. 精密成形工程, 2016, 8 (6): 8-14.
Zhu Y S, Xiong H F, Chen W, et al. Research progress for bending process of dissimilar material bimetallic composite tube [J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2016, 8 (6): 8-14.
- [4] 杨卫. 细观力学和细观损伤力学 [J]. 力学进展, 1992, 22 (1): 1-9.
Yang W. Meso-mechanics and meso-damage mechanics [J]. Advances in Mechanics, 1992, 22 (1): 1-9.
- [5] Guo H J, Ling C, Busso E P, et al. Crystal plasticity-based investigation of micro-void evolution under multi-axial loading conditions [J]. International Journal of Plasticity, 2020, 129: 102673.
- [6] 郭训忠, 陶杰, 王辉. 航空导管先进成形技术的研究进展 [J]. 南京航空航天大学学报 (自然科学版), 2020, 52 (1): 12-23.
Guo X Z, Tao J, Wang H. Research progress on advanced forming technology for aviation tube [J]. Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics (Natural Science Edition), 2020, 52 (1): 12-23.
- [7] Manjunath D, Katarzyna K G, Guadalupe V. Influence of crystallographic orientation on the void growth at the grain boundaries in bi-crystals [J]. International Journal of Solids and Structures, 2021, 212: 61-79.

(下转第 133 页)

证实了花键轴多工位挤压成形工艺的可行性。

参考文献:

- [1] 李泳峰, 赵升吨, 赵永强, 等. 系统参数对花键轴轴向推进滚轧成形工艺过程的影响分析及试验 [J]. 机械工程学报, 2014, 50 (22): 50-56.
Li Y Y, Zhao S D, Zhao Y Q, et al. Analysis and experiment on the effect of system parameters on the axial-infeed rolling forming process of spline shaft [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2014, 50 (22): 50-56.
- [2] Chai Z, Lu Y H, Li X Y, et al. Non-contact measurement method of coaxiality for the compound gear shaft composed of bevel gear and spline [J]. Measurement, 2021, 168: 108453.
- [3] Shen L J, Lohrengel A, Schaefer G. Plain-fretting fatigue competition and prediction in spline shaft-hub connection [J]. International Journal of Fatigue, 2013, 52: 68-81.
- [4] 李泳峰, 赵升吨, 范淑琴, 等. 花键轴动力增量式滚轧成形工艺数值分析 [J]. 材料科学与工艺, 2013, 21 (3): 26-32.
Li Y Y, Zhao S D, Fan S Q, et al. Numerical analysis on the power-type incremental rolling forming process of spline shaft [J]. Materials Science and Technology, 2013, 21 (3): 26-32.
- [5] 逯云杰, 宋志峰. 汽车变速箱花键轴多工位锻造工艺模拟及应用 [J]. 锻压技术, 2024, 49 (3): 18-26.
Lu Y J, Song Z F. Simulation and application on multi-station forging process for automotive transmission spline shaft [J]. Forging & Stamping Technology, 2024, 49 (3): 18-26.
- [6] 张琦, 贲宁宇, 王聚存, 等. 花键轴振动挤压成形试验研究 [J]. 西安交通大学学报, 2015, 49 (11): 110-115.
Zhang Q, Ben N Y, Wang J C, et al. Experimental research on oscillating extrusion of splined shaft [J]. Journal of Xi'an Jiaotong University, 2015, 49 (11): 110-115.
- [7] 崔凤奎, 李言, 周彦伟, 等. 渐开线花键轴冷滚轧工艺试验 [J]. 农业机械学报, 2006 (12): 189-192.
Cui F K, Li Y, Zhou Y W, et al. Technologic research on rolling involute spline axis [J]. Transactions of the Chinese Society for Agricultural Machinery, 2006 (12): 189-192.
- [8] 任小鸿, 陈丽, 高朝祥. 渐开线花键轴无屑加工研究 [J]. 热加工工艺, 2013, 42 (13): 122-124.
Ren X H, Chen L, Gao C X. Study on chipless machining of involute spline shaft [J]. Hot Working Technology, 2013, 42 (13): 122-124.
- [9] 崔敏超, 赵升吨, 陈超, 等. 外花键的轴向进给增量式滚轧工艺试验研究 [J]. 机械工程学报, 2018, 54 (7): 199-204.
Cui M C, Zhao S D, Chen C, et al. The experimental study of axial in-feed incremental rolling process of spline shaft [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2018, 54 (7): 199-204.
- [10] Wang Z K, Zhang Q. Numerical simulation of involutes spline shaft in cold rolling forming [J]. Journal of Central South University, 2008, 15 (S2): 278-283.
- [11] Zhang D W, Zhao S D. New method for forming shaft having thread and spline by rolling with round dies [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 70 (5): 1455-1462.
- [12] 刘瑞秋, 周春英. 渐开线花键冷搓成形数值模拟关键技术研究 [J]. 机械制造与自动化, 2006 (4): 32-34, 39.
Liu R Q, Zhou C Y. Key techniques of cold rolling numerical simulation of involutes spline [J]. Machine Building & Automation, 2006 (4): 32-34, 39.
- [13] Umbrello D, M'Saoubi R, Outeiro J C. The influence of Johnson-Cook material constants on finite element simulation of machining of AISI 316L steel [J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2007, 47 (3-4): 462-470.
- [14] 王璐瑶. 40Cr 钢本构方程及热处理性能的研究 [D]. 焦作: 河南理工大学, 2022.
Wang L Y. Study on the Constitutive Equation and Heat Treatment Performance of 40Cr Steel [D]. Jiaozuo: Henan University of Science and Technology, 2022.
- [15] 刘东旭, 姚建国, 刘芳. 20CrMoH 合金钢齿件多工位冷挤压成形数值模拟与工艺优化 [J]. 锻压技术, 2025, 50 (10): 135-142.
Liu D X, Yao J G, Liu F. Numerical simulation and process optimization on multi-station cold extrusion forming for 20CrMoH alloy steel toothed part [J]. Forging & Stamping Technology, 2025, 50 (10): 135-142.

(上接第 114 页)

- [8] Yin D D, Boehlert C J, Long L J, et al. Tension-compression asymmetry and the underlying slip/twinning activity in extruded Mg-Y sheets [J]. International Journal of Plasticity, 2021, 136: 102878.
- [9] Son H W, Hyun S K. Effects of complex strain conditions on macroscopic deformation behavior in basal plane of Mg alloy [J]. Materials Science & Engineering: A, 2022, 833: 142535.
- [10] 王龙泽. 铜铝双金属复合圆管绕弯成形研究及工艺参数优化 [D]. 兰州: 兰州交通大学, 2024.
Wang L Z. Research on the Rotary-draw Bending of Copper-aluminum Bimetallic Composite Round Tube and Optimization of Process Parameters [D]. Lanzhou: Lanzhou Jiaotong University, 2024.
- [11] 张逸飞. 双金属复合管弯曲当量壁厚准则及回弹预测分析 [D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2023.
Zhang Y F. Equivalent Wall Thickness Criterion and Analysis of Springback Prediction for Bimetallic Composite Tube Bending [D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2023.
- [12] 孔祥琪. 基于晶体塑性理论的面心立方晶体有限元分析 [D]. 大连: 大连理工大学, 2020.
Kong X Q. Finite Element Analysis of Face-centered Cubic Crystals Based on Crystal Plasticity Theory [D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2020.
- [13] Chen B, Jiang J, Dünne F P E, et al. Is stored energy density the primary meso-scale mechanistic driver for fatigue crack nucleation? [J]. International Journal of Plasticity, 2018, 101: 213-229.
- [14] Zhang J, Ouyang Q B, Guo Q, et al. 3D Microstructure-based finite element modeling of deformation and fracture of SiC_p/Al composites [J]. Composites Science and Technology, 2016, 123: 1-9.