



镁合金带内筋筒形件热强旋成形织构演变

袁 帅^{1,2}, 夏琴香¹, 肖刚锋¹, 龙锦川¹

(1. 华南理工大学 机械与汽车工程学院, 广州 510640;

2. 河南牧业经济学院 能源与智能工程学院, 郑州 450011)

摘 要: 通过宏-细观耦合模拟, 研究不同温度和减薄率下镁合金带内筋筒形件壁部和筋部织构的演变规律, 并结合宏观和细观分析对织构演变原因进行探究。结果表明, 热强旋过程中晶粒 c 轴朝平行于旋压件径向偏转。减薄率相同时, 壁部晶粒由于较大的径向压应力作用产生比筋部更大的偏转角度; 滑移系累积剪应变随减薄率增加具有与宏观真实应变一致的线性增大特点, 这将引起织构强度的不断增加。温度对织构类型影响显著, 旋压件在较低温度时保持坯料基面板织构特征, 随温度的增加, 晶粒 c 轴发生大角度偏转, 板织构特征减弱; 随着温度的升高, 筋部应变量相比壁部具有更大的增幅, 这是温度对筋部织构强度影响更为显著的原因。

关键词: 镁合金; 带内筋筒形件; 热强旋; 织构演变; 宏-细观耦合模拟

文章编号: 1004-0609(2022)-03-0700-13

中图分类号: TG306

文献标志码: A

引文格式: 袁帅, 夏琴香, 肖刚锋, 等. 镁合金带内筋筒形件热强旋成形织构演变[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(3): 700–712. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42487

YUAN Shuai, XIA Qin-xiang, XIAO Gang-feng, et al. Texture evolution of magnesium alloy cylindrical parts with inner ribs during hot power spinning[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(3): 700–712. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42487

镁合金密度低、比强度和比刚度高, 其在材料轻量化应用方面极具优势^[1]。镁合金带内筋筒形件作为结构效益十分显著的薄壁壳体类零件, 可有效减小构件质量, 提高航空航天等高新技术产业关键零部件的服役性能^[2]。室温条件下, 镁合金柱面滑移及锥面滑移机制因具有较高的临界分解切应力(CRSS)而难以激活, 仅基面滑移和锥面拉伸孪生无法满足协调变形, 塑性变形能力极差^[3–4]。镁合金成形性能随温度升高而显著提升的特性极大地促进了其塑性成形工艺的发展, 热成形是制备镁合金零件的主要方法^[5–6]。采用热成形与强力旋压相结合的热强旋方法被认为是镁合金带内筋筒形件高效、

高精度、近净精确塑性成形有效方法^[7]。

易形成变形织构是镁合金热塑性成形面临的主要挑战之一^[8–9]。研究表明^[10–12], 在较低的温度下成形时, 镁合金可开动的滑移系少, 较差的变形协调能力将导致强烈的基面织构; 随着温度升高, 基面和非基面变形机制对织构类型和组分产生综合影响, 加剧了织构演变规律的复杂性; 孪生变形机制虽有助于协调变形, 但其产生的特定方向的晶粒取向变化亦对织构有较大影响。探究热强旋过程中工艺参数对织构演变规律的影响, 是优化镁合金带内筋筒形件成形工艺、提高产品核心性能的关键

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51775194)

收稿日期: 2021-10-01; **修订日期:** 2021-11-03

通信作者: 夏琴香, 教授, 博士; 电话: 13902233118; E-mail: meqxxia@scut.edu.cn

问题。

目前, 镁合金旋压织构的研究多采用实验方法开展, 如WANG等^[13]基于实验研究了旋压工艺参数对AZ31B镁合金织构演变的影响。结果表明, 剪切旋压件具有显著的基面织构, 且大部分晶粒的 c 轴与旋压件法向平行。剪切旋压成形过程中材料变形区的应力状态分析结果表明, 剪切旋压过程中材料所处的压应力作用是基面织构形成的主要原因。ZHANG等^[14]研究了减薄率对AZ31B镁合金杯型件热强旋成形织构演变规律的影响。结果表明, 壁厚减薄率对晶粒取向具有显著的影响。曹振等^[15]研究了半连铸AZ80镁合金轮毂强力旋压成形过程中的织构演变规律。结果表明, 热强旋成形后将形成基面垂直于旋压件径向的基面织构。上述研究采用的实验方法可获得准确的旋压件织构, 但由于实验方法的局限性, 旋压成形过程中织构的产生原因和演变规律等的剖析尚未深入开展。

基于晶体塑性理论的宏-细观耦合模拟方法从晶体学滑移和孪生变形入手, 结合宏观模拟的场变量信息, 可对变形过程中的织构变化及其演变机理进行分析, 该方法已在挤压织构等的演变研究方面发挥了重要的作用^[16]。旋压成形时材料的变形特点以及旋压件内筋结构引起的变形不均匀性将对镁合金带内筋筒形件的热强旋成形产生交互作用, 其对织构演变造成何种影响尚不能通过现有研究成果做出判断。本文作者将在构建热强旋成形宏-细观耦合织构演变模型的基础上, 开展工艺参数对镁合金带内筋筒形件热强旋成形织构演变规律影响的研究, 并通过剖析宏观模拟应力应变和细观累积剪应变等信息探究织构演变的原因, 相关研究对镁合金热塑性成形理论及其高性能制备技术的发展和完善具有重要科学意义和显著的实用价值。

1 热强旋试验条件和工艺分析

1.1 镁合金带内筋筒形件热强旋试验条件

内筋的存在将提高筒形件的刚度, 从而满足航空航天、武器导弹和交通运输领域结构轻量化、高性能的要求^[17]。选用满足国标GB/T 5153—200要求的ZK61(Mg-5.42Zn-0.58Zr, 质量分数, %)高强度

镁合金作为试材料, 参考JB/T 9177—1999^[18]标准对内筋的高度和宽度进行设计, 其内径为60 mm, 最大成形高度为4 mm, 如图1所示。与筒形件旋压成形相比, 内筋的存在对旋压过程的稳定性提出更高的要求, 且需要更大的道次减薄量以保证内筋的填充。采用三旋轮错距旋压方式实现镁合金带内筋筒形件热强旋成形^[19], 其实验装置和所获得的旋压件如图2所示。

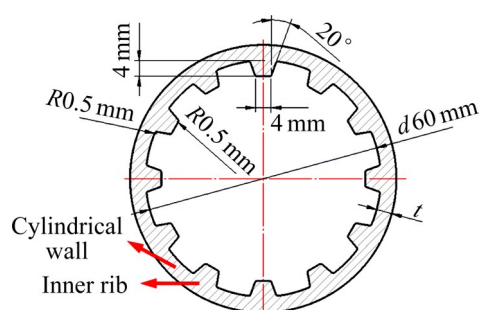


图1 镁合金带内筋筒形件

Fig. 1 Magnesium alloy cylindrical part with inner ribs

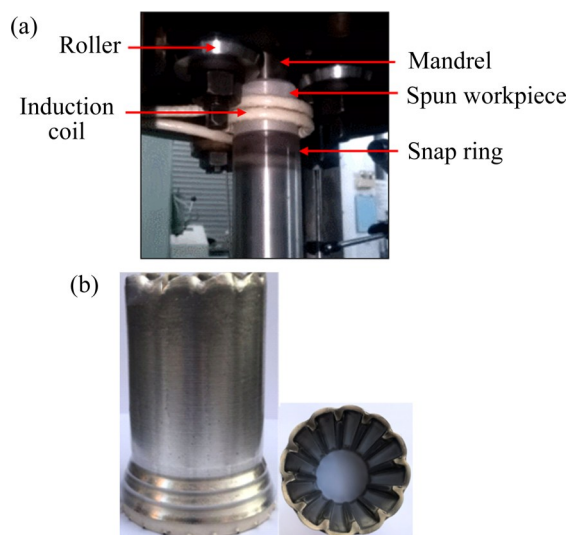


图2 热强旋成形装置和旋压件(旋压温度300℃、减薄率70%、进给比0.4 mm/r)

Fig. 2 Forming device of hot power spinning and spun workpiece (spinning temperature $t=300\text{ }^{\circ}\text{C}$, thinning rate of wall thickness $\Psi=70\%$, feed rate $f=0.4\text{ mm/r}$): (a) Hot power spinning device; (b) Spun workpiece

1.2 镁合金带内筋筒形件热强旋工艺分析

在塑性变形和热成形作用下, 材料可产生动态再结晶, 从而细化晶粒, 提高旋压产品的力学性能。因此, 热强旋成形温度一般高于材料的动态再结晶温度, 以期得到等轴状的细小晶粒组织。镁合

金带内筋筒形件热强旋实验研究表明, 旋压温度过低时微观组织均匀性较差, 而旋压温度过高(400 ℃左右)时由于孪生的热激活特性则易出现压缩孪晶组织, 单因素实验法获得的微观组织和尺寸精度最优的镁合金带内筋筒形件的成形温度工艺窗口为300~350 ℃^[20]。另外, ZK61 镁合金的熔点约为600 ℃, 根据材料熔点与再结晶温度的理论关系: 再结晶温度大约为熔点的0.4倍, 其动态再结晶温度约为240 ℃^[21]。因此, 选取温度范围为250~350 ℃进行镁合金带内筋筒形件热强旋织构演变规律研究。

减薄率是决定内筋填充程度的重要影响因素, 同时也是决定应变率、进而导致旋压件织构产生变化的主要驱动力。前期研究表明^[20], 对于8 mm管坯以及所设计的内筋结构参数, 总减薄率至少要达到50%, 且减薄率为70%时可获得较好的成形质量; 过大的减薄率可能造成材料流动失稳、表面起皮等缺陷。综上所述, 选取的减薄率范围为55%~75%。

2 热强旋宏-细观耦合织构演变模型构建

采用晶体塑性理论框架下的宏-细观耦合建模方法, 对不同工艺参数下镁合金带内筋筒形件的织构演变规律进行研究。宏-细观耦合模型建立过程示意图如图3所示。图3(a)所示为镁合金带内筋筒形件热强旋宏观成形有限元模型, 其中芯模采用固定约束, 坯料内表面与芯模设置接触, 且限制坯料下端面的轴向(AD)位移, 以模拟热强旋过程中止动环对坯料轴向运动的约束作用; 设置旋轮的径向(RD)、轴向进给及周向运动, 建立坯料外表面与旋轮外表面接触约束, 并为每个旋轮增加旋轮轴, 实现旋轮绕芯模公转的同时, 还可在与坯料的摩擦力作用下发生自转。

带内筋筒形件不同于传统筒形件的结构特点可导致周向变形差异, 进而影响织构。因此, 分别对镁合金带内筋筒形件壁部(Cylindrical wall, CW)和筋部(Inner rib, IR)位置的细观织构演变进行研究,

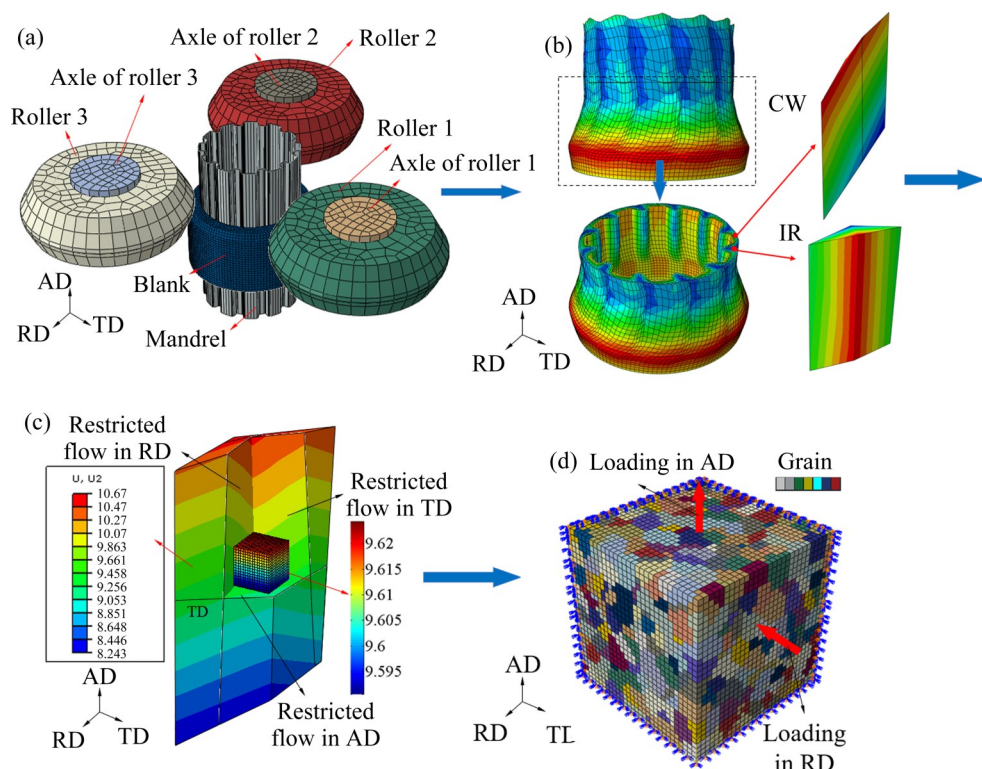


图3 镁合金带内筋筒形件热强旋成形宏-细观耦合建模示意图

Fig. 3 Schematic diagrams of macro-meso coupled model of magnesium alloy cylindrical parts with inner ribs during hot power spinning: (a) Macro model; (b) Sampling location; (c) Boundary simplification; (d) Meso model

如图3(b)所示。借助插值方法处理尺度问题, 将宏观模拟的位移场信息移植到细观模型中, 如图3(c)所示。在热强旋过程中, 坯料在旋轮的径向、轴向进给和周向绕芯模运动的作用下发生塑性变形, 且壁部和筋部均以径向和轴向变形为主。选取壁部和筋部位置材料内部的微小变形体进行细观变形研究, 其径向、轴向和切向(TD)均会受到材料的阻碍和挤压作用, 因此, 假定细观模型在径向、轴向和切向的三个方向均受到约束, 并忽略切向较小的变形, 对细观模型径向和轴向进行加载, 而放开切向方向的自由度, 并基于Voronoi原理构建细观模型, 如图3(d)所示。

镁合金热塑性成形时, 组织的演变与各变形系统的剪切变形量和动态再结晶演变相关^[22]。镁合金热强旋过程中主要形成(0001)基面组织^[14-15], 且现有研究表明动态再结晶作用对镁合金热塑性变形时(0001)基面组织演变的影响较小^[23], 因此, 本文作者对镁合金热强旋成形组织演变规律的研究充分考虑镁合金热成形时的主要滑移和孪生变形机制(基面 $\langle a \rangle$ 滑移、柱面 $\langle a \rangle$ 滑移、锥面 $\langle c + a \rangle$ 滑移、 $(1\bar{1}02) \langle \bar{1}101 \rangle$ 拉伸孪生、 $(1\bar{1}01) \langle 1\bar{1}0\bar{2} \rangle$ 压

缩孪生), 暂未考虑动态再结晶机制的影响^[24]。

3 模型可靠性验证

为验证宏-细观耦合模型对组织预测的可靠性, 进行旋压件实验组织与模拟组织的对比分析。图4所示为ZK61镁合金挤压管坯组织, 其具有(0001) $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ 板织构特征, (0001)基面和 $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ 晶向平行于挤压方向(ED), 其在旋压温度300℃、减薄率70%条件下获得的镁合金带内筋筒形件的EBSD实验和宏-细观模拟组织如图5所示。研究表明, 多晶体在发生塑性变形过程中, 晶粒在外部应力的作用下将发生转动。当受到压应力作用时, 滑移面会转向与外力垂直的方向^[25]。在带内筋筒形件旋压成形过程中, 材料将在三维压应力作用下发生变形, 且此时径向压应力最大^[26], 因此, 镁合金带内筋筒形件热强旋过程中径向方向上的晶粒取向变化应最为显著。由图5(a)和(c)所示, 实验组织显示经热强旋成形后, 壁部和筋部位置大部分晶粒的 c 轴由平行于切向向平行于径向偏转, 且筋部偏转角度更小。由图5(b)和(d)所示, 基于晶体塑性理论的宏-

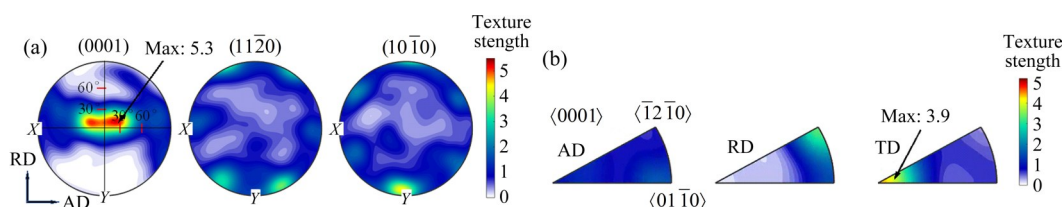


图4 ZK61 镁合金挤压管坯组织

Fig. 4 Texture of extruded tube blank of ZK61 magnesium alloy: (a) PF; (b) IPF

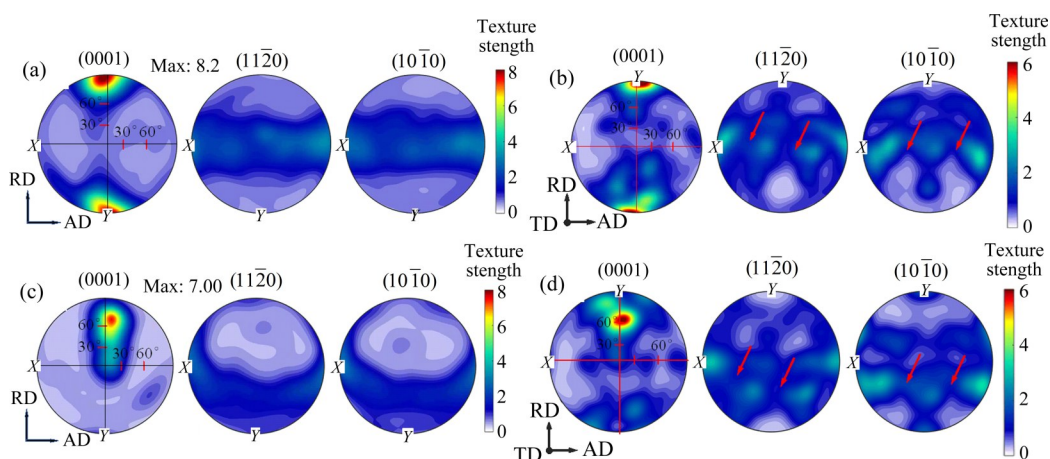


图5 旋压温度300℃、减薄率70%时镁合金带内筋筒形件组织

Fig. 5 Texture of magnesium alloy cylindrical parts with inner ribs at spinning temperature of 300℃ and thinning rate of wall thickness of 70%: (a) CW, experiment; (b) CW, simulation; (c) IR, experiment; (d) IR, simulation

细观耦合织构模拟模型准确预测了镁合金带内筋筒形件热强旋成形过程中的晶粒取向转变, 仅在箭头位置表示的织构纤维程度方面存在一定的偏差。

4 不同工艺参数下的镁合金带内筋筒形热强旋成形织构演变规律

4.1 不同减薄率下的织构演变规律

采用所构建的宏-细观耦合织构演变模型对减薄率 55%~75%、旋压温度 250~350 °C、进给比 0.4

mm/r 条件下的镁合金带内筋筒形件热强旋成形进行模拟研究。编写脚本文件访问 ABAQUS 中宏-细观模型的模拟结果, 读取最后分析步中存储的晶体坐标系 z 轴(对应于镁合金六方晶体结构的 c 轴)和 x 轴(对应与镁合金六方晶体结构的 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 晶向)在宏观坐标系三个坐标轴上的方向余弦值; 根据式 (1) 所示的余弦值与欧拉角转换关系, 进而通过 Mtex/tool 获得旋压温度 300 °C 时不同热强旋减薄率条件下镁合金带内筋筒形件壁部位置的变形织构, 如图 6 所示。

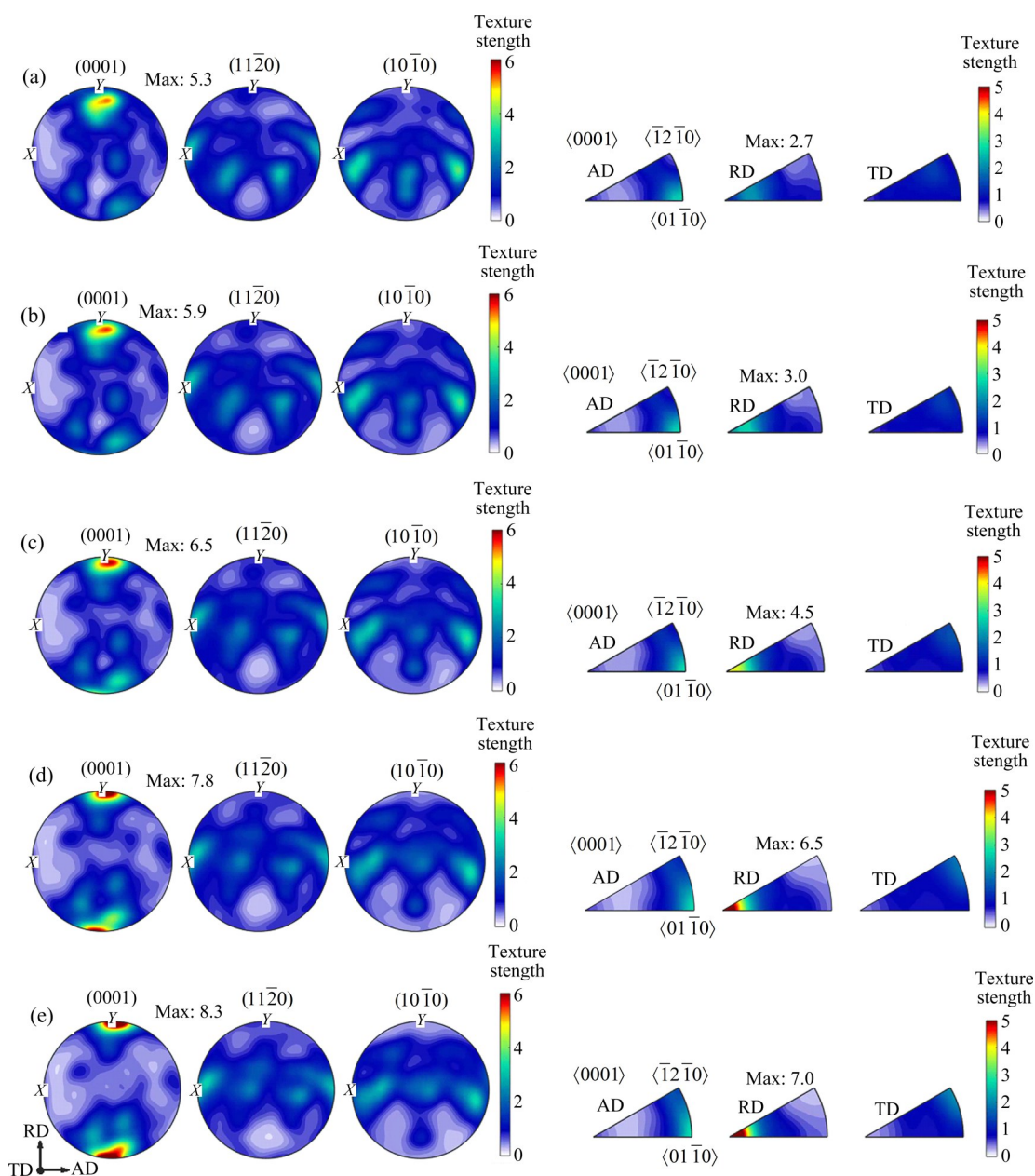


图6 旋压温度为300 °C时不同减薄率下壁部位置的变形织构

Fig. 6 Deformation texture at cylindrical wall under different thinning rates of wall thickness at spinning temperature of 300 °C: (a) 55%; (b) 60%; (c) 65%; (d) 70%; (e) 75%

$$\begin{cases} \Phi = \arccos l \\ \varphi_2 = \arccos (h / \sqrt{h^2 + k^2}) \\ \varphi_1 = \arcsin (w / \sqrt{h^2 + k^2}) \end{cases} \quad (1)$$

结果表明, 当热强旋减薄率为55%时, 带内筋筒形件壁部位置晶粒 c 轴由平行于管坯切向朝平行于旋压件径向发生较大角度的偏转, 但此时织构类型仍保留了显著的坯料板织构特征。随着减薄率的增大, 晶粒 c 轴朝旋压件径向偏转的角度和趋势都不断增大, 且板织构特征逐渐减弱。当减薄率增大

至70%时, 晶粒 c 轴朝径向偏转的角度已达 90° , 此时, 壁部位置大部分晶粒的 c 轴与旋压件径向平行。由 $(11\bar{2}0)$ 极图和 $(10\bar{1}0)$ 极图可知, $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 晶向和 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 晶向在切向-轴向平面中的分布趋于一条线, 这表明纤维织构组分在不断增加。当减薄率为75%时, 织构强度和纤维织构组分进一步加强, 并最终趋向形成具有一定散漫度的基面纤维织构。

图7所示为旋压温度 300°C 时不同减薄率条件下筋部位置的变形织构。结果表明, 筋部位置晶粒

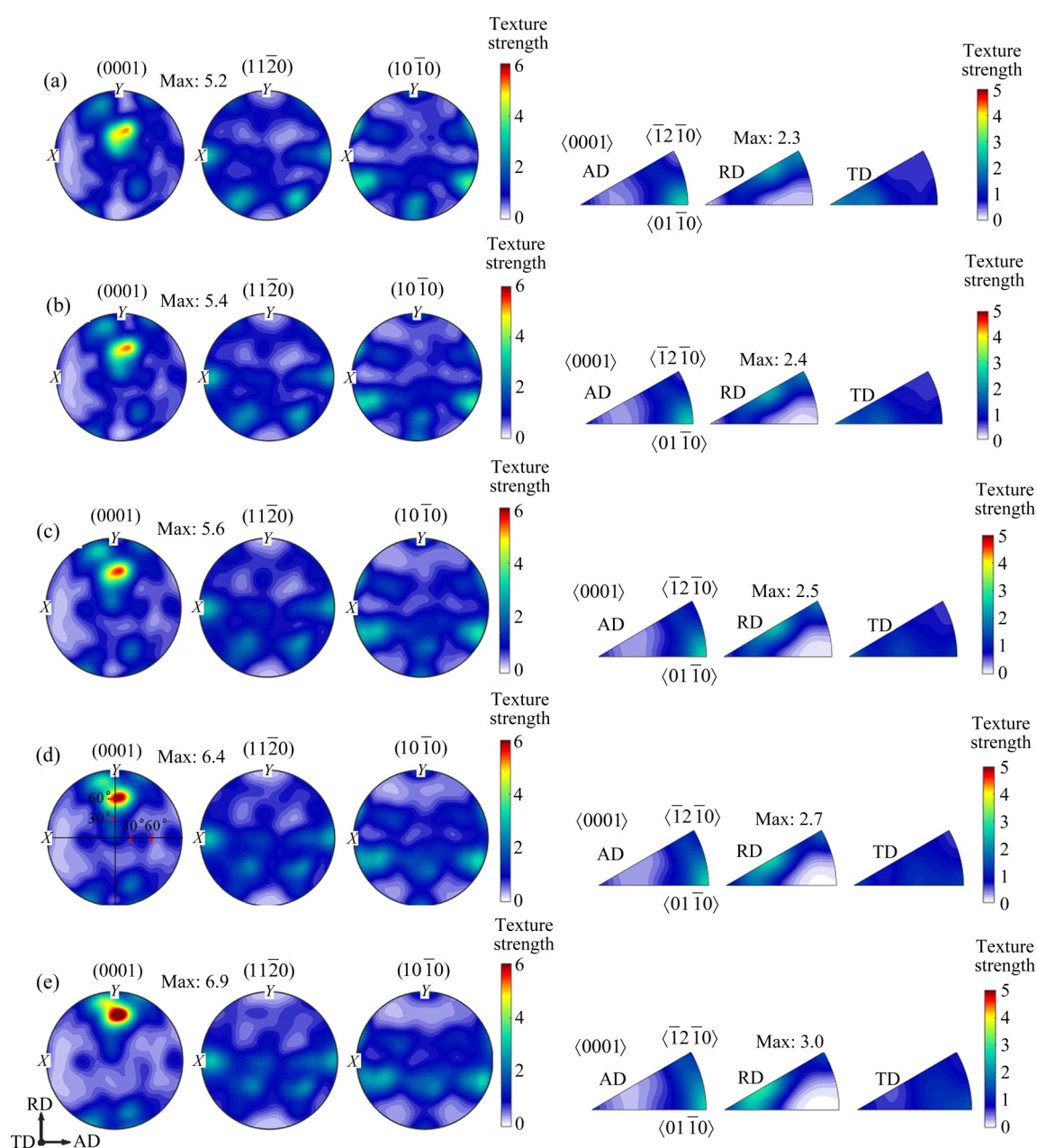


图7 旋压温度为 300°C 时不同减薄率下筋部位置变形织构

Fig. 7 Deformation texture at inner rib under different thinning rates of wall thickness at spinning temperature of 300°C : (a) 55%; (b) 60%; (c) 65%; (d) 70%; (e) 75%

c 轴具有与壁部位置相似的偏转趋势,但相同的减薄率下筋部晶粒 c 轴偏转的角度小于壁部。当减薄率为55%时,晶粒 c 轴仅朝径向偏转了很小的角度,且从(11 $\bar{2}$ 0)极图和(10 $\bar{1}$ 0)极图看,筋部位置基本保持了与坯料相同的基面板织构特征。随着减薄率的不断增大,晶粒 c 轴不断朝旋压件径向偏转,板织构特征不断削减;但与壁部织构演变不同,即使减薄率达到75%时,大部分晶粒的 c 轴仍与旋压件径向呈一定的角度。

织构的形成与材料所处的应力状态密切相关^[27]。图8所示为减薄率70%、旋压温度300℃条件下的旋压件壁部和筋部位置的三向应力分布。由图8可以发现,壁部和筋部取样位置的切向应力与轴向应力水平相当,而壁部的径向压应力大于筋部径向压应力(见图8(a)和(b))。在相同的减薄率条件下,壁部更大的径向压应力可增强滑移面朝垂直于外力法向转动的趋势,从而造成壁部及筋部之间晶粒 c 轴偏转角度的差异。

根据晶体学理论,晶体变形系统的变形方向与外力方向不一致时将产生扭矩作用,可使晶粒在位错滑移不断累积的过程中发生转动,从而在宏观层面表现为织构的变化^[25]。对不同减薄率时镁合金带内筋筒形件壁部和筋部晶粒各变形系统的变形量进

行统计分析,进一步明确镁合金各变形系统在织构演变过程中所起的作用。图9所示为旋压温度300℃时不同减薄率条件下壁部和筋部晶粒各变形系统的累积剪应变和所有变形系统累积剪应变的统计情况。

结果表明,在不同减薄率条件下,基面滑移系的变形量最大、柱面滑移系的变形量次之、而锥面滑移系的变形量最小。基面变形占据主导地位是镁合金带内筋筒形件热强旋过程中形成基面织构的原因。随着减薄率的增加,基面、柱面及锥面滑移系的累积剪应变均呈现线性增长的趋势,其中基面滑移系的增长速度最大;孪生系的变形量很小,压缩孪生系的变形量基本不变,且拉伸孪生系的变形量近似为0。综上所述,在高温条件下,镁合金以滑移变形机制为主,除基面滑移外,非基面滑移系也较大程度的参与了晶粒的协调变形。

变形织构的差异与减薄率所带来的应变量的变化有直接关系。壁部与筋部对比发现,随减薄率的增加,壁部各滑移系和所有变形系统的累积剪应变与筋部具有一致的线性增加趋势,且壁部变形量略大于筋部。图10所示为旋压温度300℃、不同减薄率条件下的宏观成形真实应变分布(横截面截取位置如图10(a)中黑线所示,其距离口部58 mm)。结

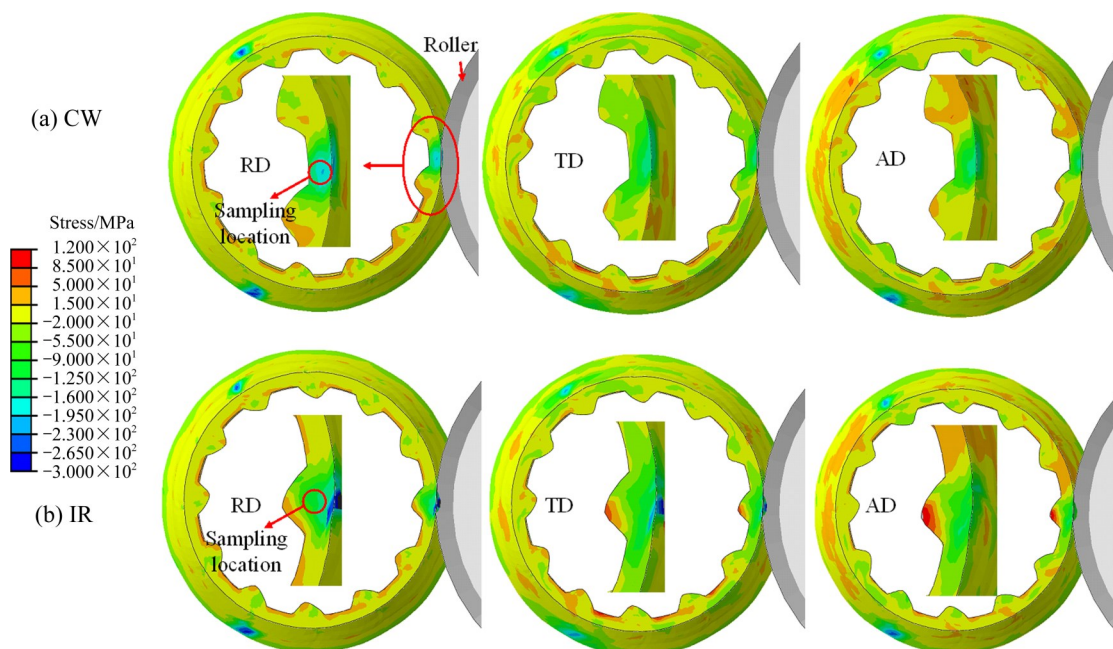


图8 旋压温度为300℃、减薄率为70%时镁合金带内筋筒形件壁部和筋部应力分布

Fig. 8 Stress distribution of cylindrical wall (CW) and inner rib (IR) of magnesium alloy tube with inner rib at spinning temperature of 300℃ and thinning rate of wall thickness of 70%: (a) CW; (b) IR

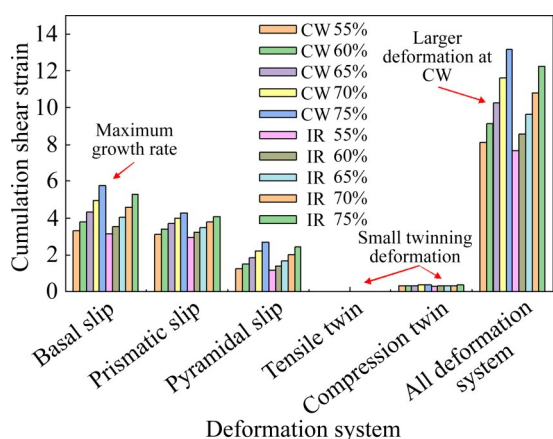


图9 旋压温度为300 °C时不同减薄率下各变形系统的累积剪应变

Fig. 9 Accumulative shear strains of deformation systems under different thinning rates of wall thickness at spinning temperature of 300 °C

果表明, 旋压件外层材料应变最大, 且壁部显著大于筋部。将不同减薄率下的最大真实应变、壁部和筋部的真实应变进行对比, 如图10(f)所示, 真实应变与减薄率呈近似线性变化趋势。综上所述, 在同一旋压温度下, 随减薄率的增加, 镁合金滑移系

累积剪应变具有与宏观真实应变一致的线性增大特点, 且同一减薄率条件下, 壁部位置更大的应变是导致壁部组织强度大于筋部的原因。

对各变形系统变形量占所有变形系统变形量总和的比例进行统计分析, 如图11所示。结果表明, 壁部和筋部各变形系统的变形量占总变形量的比例和趋势均基本相同, 且基面和锥面滑移系的累积剪应变随减薄率增加线性增加, 而柱面滑移系的累积剪应变随减薄率的增加而线性减小。由于在热强旋过程中, 晶粒 c 轴由平行于管坯切向朝旋压件径向偏转, 因此, 晶粒柱面越来越趋于平行于径向压应力方向, 柱面滑移系的开动将越来越困难, 从而造成柱面滑移系对变形的贡献越来越小。另外, 基面滑移系变形量的占比随减薄率的增加而不断增大, 这也验证了组织强度在较大减薄率时显著大于较小减薄率时的原因。

4.2 不同旋压温度下的组织演变规律

不同旋压温度下的镁合金带内筋筒形件壁部位置的变形组织如图12所示。结果表明, 当旋压温度为250 °C时, 带内筋筒形件壁部位置变形组织的

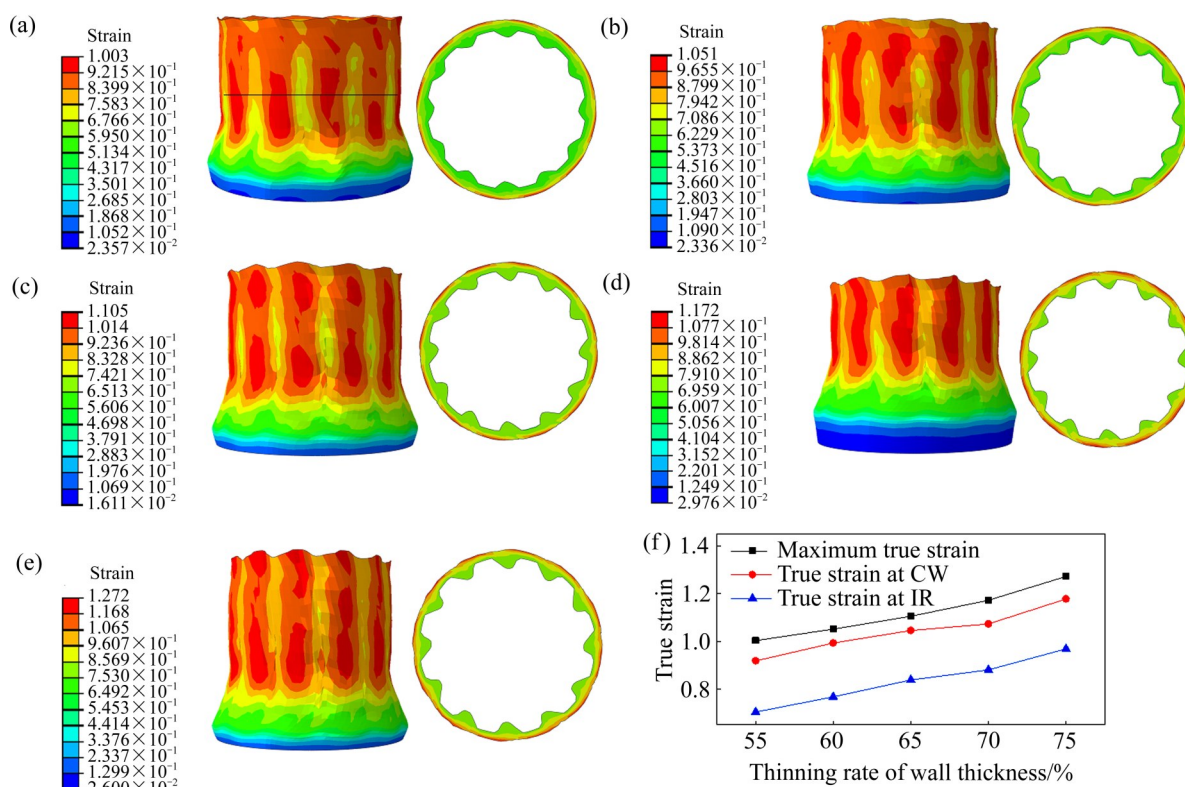


图10 旋压温度为300 °C时不同减薄率条件下的热强旋成形模拟结果

Fig. 10 Simulation results of hot power spinning under different thinning rates of wall thickness at spinning temperature of 300 °C: (a) 55%; (b) 60%; (c) 65%; (d) 70%; (e) 75%; (f) True strain

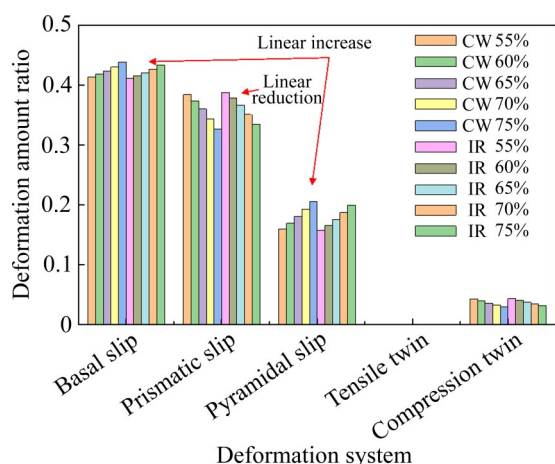


图11 旋压温度为300 °C时不同减薄率下各变形系统变形量占有所有变形系统变形量总和的比值

Fig. 11 Deformation amount ratio of each deformation system to total deformation amount of all deformation systems under different thinning rates of wall thickness at spinning temperature of 300 °C

组成主要来源于两部分晶粒取向的变化,一部分为晶粒 c 轴与旋压件径向平行,一部分为晶粒 c 轴仅朝径向轻微偏转,即仍保持了坯料的基面板织构特

征。在旋压温度为300 °C和350 °C时,壁部织构组分主要由 c 轴平行于旋压件径向的晶粒取向组成,且板织构的特征显著减弱。

图13所示为减薄率为70%时不同旋压温度条件下筋部位置的变形织构。结果表明,热强旋温度为250 °C时,筋部位置的晶粒取向仍具有显著的切向择优性,如TD反极图所示;且由(11 $\bar{2}$ 0)极图和(10 $\bar{1}$ 0)极图可知,筋部具有较强的板织构。随着温度的升高,筋部位置晶粒 c 轴由切向择优性转变为径向择优性,但与径向仍呈一定的角度。另外,在相同的温度下,壁部织构强度大于筋部。壁部与筋部之间晶粒 c 轴偏转角度不同的原因已在上一小节进行了讨论,下面主要就温度对织构类型的影响进行分析。

同样,对不同旋压温度条件下镁合金带内筋筒形件壁部和筋部晶粒的各变形系统的变形量进行统计分析,其结果如图14所示。不同旋压温度时,壁部各滑移系的累积剪应变大小关系与筋部相同,仍为基面滑移系大于柱面滑移系,锥面滑移系最小。随着旋压温度的提高,壁部和筋部变形系统的

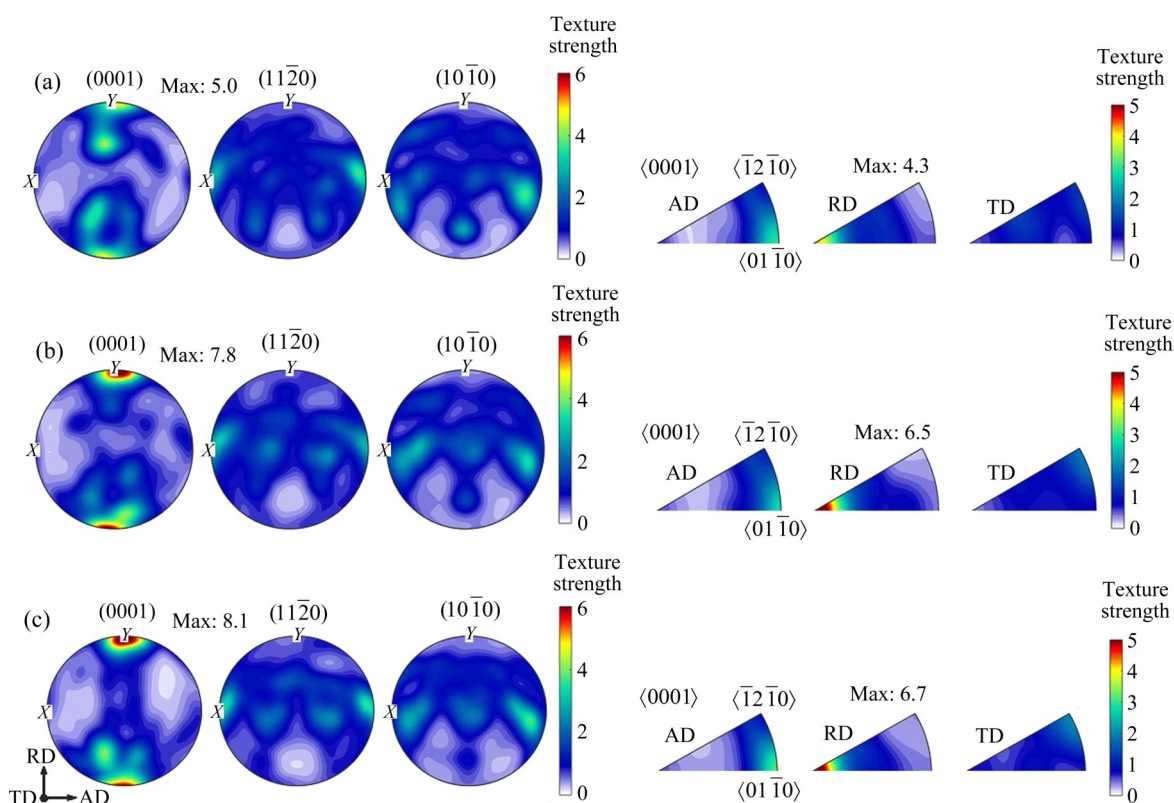


图12 减薄率为70%时不同旋压温度下壁部位置变形织构

Fig. 12 Deformation texture at cylindrical wall under thinning rate of wall thickness of 70% at different spinning temperatures: (a) 250 °C; (b) 300 °C; (c) 350 °C

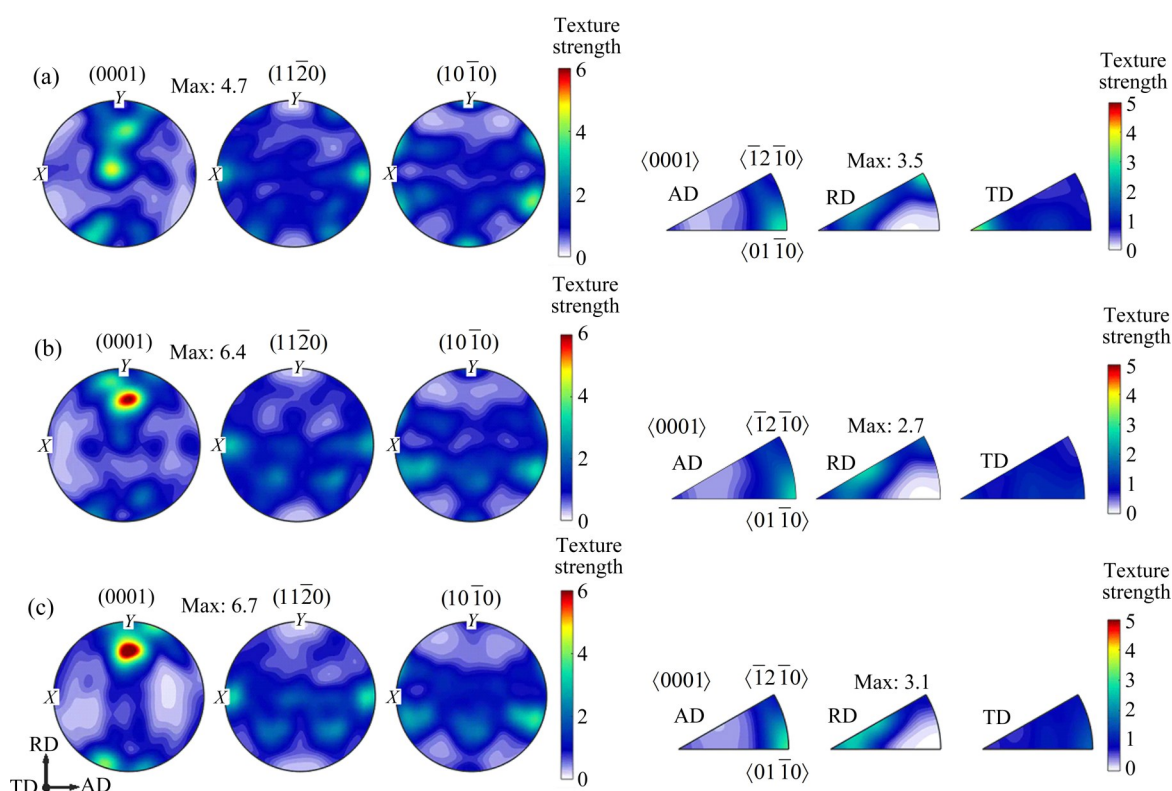


图 13 减薄率为 70% 时不同旋压温度下筋部位置变形织构

Fig. 13 Deformation texture at inner rib under thinning rate of wall thickness of 70% at different spinning temperatures: (a) 250 °C; (b) 300 °C; (c) 350 °C

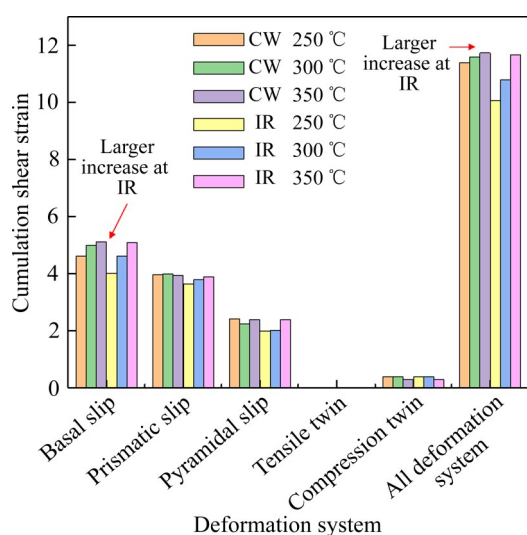


图 14 减薄率为 70% 时不同旋压温度下各变形系统累积剪应变

Fig. 14 Accumulative shear strain of deformation system under thinning rate of wall thickness of 70% at different spinning temperatures

变形量均变化不大; 壁部位置仅基面滑移系和所有变形系统的累积剪应变稍有增加, 且其增加幅度小于筋部位置。这表明在相同的减薄率条件下, 筋部

织构受温度的影响比壁部大(如旋压温度从 300 °C 提高至 350 °C, 壁部极图最大极密度从 7.8 增至 8.1, 而筋部极图最大极密度从 6.2 增至 6.7), 且基面滑移系变形量随旋压温度的增加而增大是织构类型变化的主要原因。

对宏观成形的真实应变进行分析, 以探索宏观层面不同旋压温度下筋部织构受温度影响比壁部织构大的原因。图 15 所示为减薄率 70%、不同旋压温度条件下的宏观真实应变分布。结果表明, 与不同减薄率下旋压件应变量的线性变化规律不同, 随着温度的升高, 壁部和筋部真实应变呈现出不同的变化趋势, 其中壁部真实应变基本保持不变, 而筋部真实应变在较高的温度下显著增加, 如图 15(d) 所示。综上所述, 在同一减薄率条件下, 筋部应变随温度的增加变化幅度更大, 这是导致温度对筋部织构影响更大的原因。

图 16 所示为减薄率为 70% 时不同旋压温度下各变形系统变形量占有所有变形系统变形量总和的比值。由图 16 可以发现, 旋压温度从 250 °C 升高到 300 °C 时, 基面滑移系变形量的占比比旋压温度从

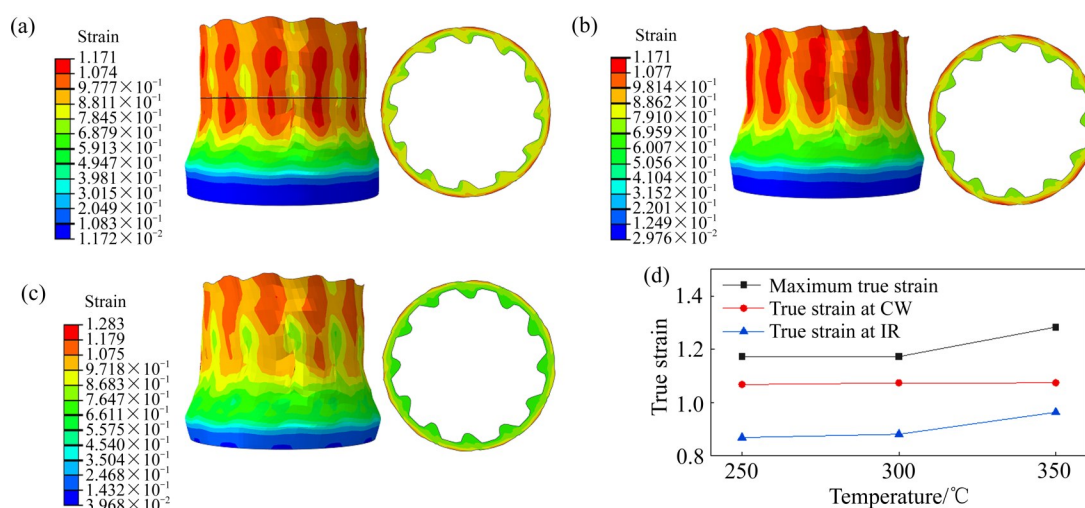


图15 减薄率为70%时不同旋压温度条件下的热强旋成形模拟结果

Fig. 15 Simulation results of hot power spinning under thinning rate of wall thickness of 70% at different spinning temperatures: (a) 250 °C; (b) 300 °C; (c) 350 °C; (d) True strain

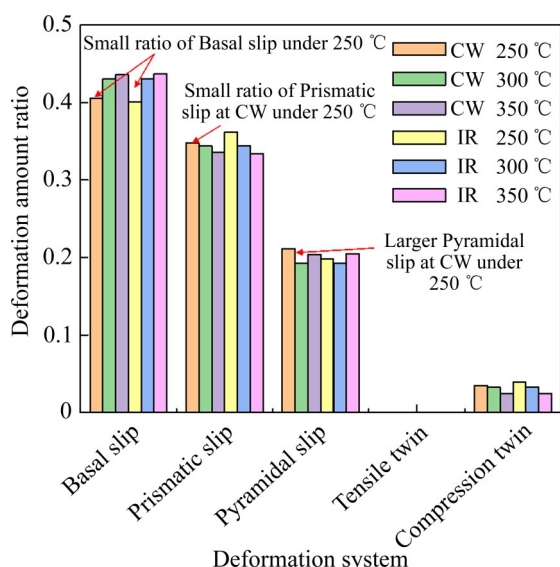


图16 减薄率为70%时不同旋压温度下各变形系统变形量占所有变形系统变形量总和的比值

Fig. 16 Deformation amount ratio of each deformation system to total deformation amount of all deformation systems under different temperatures at thinning rate of wall thickness of 70%

300 °C升高到350 °C时的占比大, 该现象很好地解释了旋压温度为250 °C和300 °C时, 壁部和筋部的织构类型变化较大的原因。

5 结论

1) 在相同的减薄率作用下, 壁部位置比筋部位置具有更大的径向压应力, 这将造成壁部位置晶粒

*c*轴的偏转角度比筋部位置大; 减薄率增加促使晶粒*c*轴朝平行于旋压件径向偏转的趋势增大, 从而引起织构强度的不断增加, 其原因为镁合金滑移系累积剪应变随减薄率的增加具有与宏观真实应变一致的线性增大特点。

2) 各变形系统变形量占有所有变形系统变形量总和的比例的统计分析表明, 壁部和筋部各变形系统的变形量占总变形量的比例和趋势均基本相同, 且基面和锥面滑移系的累积剪应变随减薄率增加而线性增加, 而柱面滑移系的累积剪应变随减薄率的增加而线性减小, 其原因为减薄率增加引起的织构强度增大将导致柱面滑移系Schmid因子减小的幅度增强, 从而减弱柱面滑移系变形对织构的影响。

3) 不同温度下的变形织构演变分析表明, 随着旋压温度的增加, 织构类型将发生较大变化。当旋压温度为250 °C时, 壁部和筋部仍保留了显著的坯料基面板织构特征; 当温度为300 °C和350 °C时, 晶粒*c*轴将发生较大角度偏转, 织构强度不断加强, 板织构特征不断减弱, 且筋部织构强度受温度的影响更大。筋部应变随温度的升高, 增幅更大, 这是导致温度对筋部织构影响更大的原因。

REFERENCES

- [1] AHMADI S, ALIMIRZALOO V, FARAJI G, et al. Properties inhomogeneity of AM60 magnesium alloy

- processed by cyclic extrusion compression angular pressing followed by extrusion[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31(3): 655–665.
- [2] MA Fei, YANG He, ZHAN Mei. Plastic deformation behaviors and their application in power spinning process of conical parts with transverse inner rib[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210(1): 180–189.
- [3] CHENG Jia-hao, HU Xiao-hua, BONG J, et al. A finite element formulation for deformation twinning induced strain localization in polycrystal magnesium alloys[J]. Computational Materials Science, 2021, 190: 110323.
- [4] XING Zhe-yuan, FAN Hai-dong, TANG Jing, et al. Molecular dynamics simulation on the cyclic deformation of magnesium single crystals[J]. Computational Materials Science, 2021, 186: 110003.
- [5] LI Zi-Han, ZHOU Guo-wei, LI Da-Yong, et al. Crystal plasticity based modeling of grain boundary sliding in magnesium alloy AZ31B sheet[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31(1): 138–155.
- [6] ARUN M S, CHAKKINGAL U. A constitutive model to describe high temperature flow behavior of AZ31B magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 754: 659–673.
- [7] XIA Qin-xiang, ZHU Ning-yuan, CHENG Xiu-quan, et al. The classification and a review of hot power spinning of difficult-to-deform metals[J]. International Journal of Materials & Product Technology, 2017, 54(1/2/3): 212–235.
- [8] LAN Yong-ting, ZHONG Xian-ci, QUAN Gao-feng, et al. Crystal anisotropy of AZ31 magnesium alloy under uniaxial tension and compression[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(1): 249–260.
- [9] LIU Jin-xue, LIU Ke, DU Wen-bo, et al. Effect of temperature on microstructure and texture evolution of Mg-Zn-Er alloy during hot compression[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2018, 28(11): 2214–2225.
- [10] ZHANG Li-xin, CHEN Wen-zhen, ZHANG Wen-cong, et al. Microstructure and mechanical properties of thin ZK61 magnesium alloy sheets by extrusion and multi-pass rolling with lowered temperature[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 237: 65–74.
- [11] WANG Wen-ke, CHEN Wen-zhen, ZHANG Wen-cong, et al. Effect of deformation temperature on texture and mechanical properties of ZK60 magnesium alloy sheet rolled by multi-pass lowered-temperature rolling[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 712: 608–615.
- [12] HUANG Xin-sheng, CHINO Y, YUASA M, et al. Microstructure and mechanical properties of AZX912 magnesium alloy extruded at different temperatures[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 679(2): 162–171.
- [13] WANG Feng-hua, SU Peng, QIN Lin-xin, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg-3Al-Zn magnesium alloy sheet by hot shear spinning[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2020, 33(9): 1226–1234.
- [14] ZHANG Ya-lian, WANG Feng-hua, DONG Jie, et al. Grain refinement and orientation of AZ31B magnesium alloy in hot flow forming under different thickness reductions[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(7): 1091–1102.
- [15] 曹 振, 王旭东, 董 杰, 等. AZ80 镁合金轮毂强力旋压工艺及组织性能研究[J]. 稀有金属, 2018, 42(2): 139–145.
- CAO Zhen, WANG Xu-dong, DONG Jie, et al. Microstructure and mechanical properties of magnesium alloy AZ80 wheel fabricated by power spinning[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2018, 42(2): 139–145.
- [16] SHAO Yi-chuan, TANG Tao, LI Da-yong, et al. Polycrystal modeling of hot extrusion texture of AZ80 magnesium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(4): 1063–1072.
- [17] 董 飞, 李成铭, 李 萍, 等. 带内筋筒形件滚珠旋压的数值模拟[J]. 精成形工程, 2013, 5(3): 24–27.
- DONG Fei, LI Cheng-ming, LI Ping, et al. Simulation research of ball spinning of tubular parts with inner rib[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2013, 5(3): 24–27.
- [18] JB/T 9177—1999. 钢制模锻件 结构要素[S]. 中国, 1999.
- JB/T 9177—1999. Structural main factors for steel die forgings[S]. China, 1999.
- [19] XIAO Gang-feng, XIA Qin-xiang, CHENG Xiu-quan, et al. Research on the grain refinement method of cylindrical parts by power spinning[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015, 78(5/6/7/8): 971–979.
- [20] 黄高柱. 镁合金带内筋筒形件热强旋成形工艺及质量研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2019: 73–77.
- HUANG Gao-zhu. Research on hot power spinning forming process and quality of magnesium alloy cylindrical part with inner ribs[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2019: 73–77.
- [21] BETTLES C, BARNETT M. Advances in wrought magnesium alloys: Fundamentals of processing, properties and applications[M]. Cambridge: Elsevier, 2012: 323–324.
- [22] ZHOU Guo-wei, JAIN M K, WU Pei-dong, et al. Experiment and crystal plasticity analysis on plastic deformation of AZ31B Mg alloy sheet under intermediate temperatures: How deformation mechanisms evolve[J]. International Journal of Plasticity, 2016, 79: 19–47.
- [23] GUO Li-li, FUJITA F. Effect of deformation mode, dynamic recrystallization and twinning on rolling texture evolution of AZ31 magnesium alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2018, 28(6): 39–47.
- [24] XIA Qin-xiang, YUAN Shuai, XIAO Gang-feng, et al. Meso-modelling study of the mechanical response and texture

- evolution of magnesium alloy during hot compression[J]. *Materials Today Communications*, 2021, 27: 102469.
- [25] 陈振华. 变形镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 341–342.
- CHEN Zhen-hua. Wrought magnesium alloys[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 341–342.
- [26] 江树勇, 顾卫东, 李春峰, 等. 纵向内筋薄壁筒反向滚珠旋压成形机理研究[J]. *锻压技术*, 2008(5): 101–104.
- JIANG Shu-yong, GU Wei-dong, LI Chun-feng, et al. Study of deformation mechanism of backward ball spinning of thin-walled tube with longitudinal inner ribs[J]. *Forging & Stamping Technology*, 2008(5): 101–104.
- [27] CHELLADURAI I, ADAMS D, FULLWOOD D T, et al. Modeling of trans-grain twin transmission in AZ31 via a neighborhood-based viscoplastic self-consistent model[J]. *International Journal of Plasticity*, 2019, 117: 21–32.

Texture evolution of magnesium alloy cylindrical parts with inner ribs during hot power spinning

YUAN Shuai^{1,2}, XIA Qin-xiang¹, XIAO Gang-feng¹, LONG Jin-chuan¹

(1. School of Mechanical and Automotive Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China;

2. School of Energy and Intelligence Engineering, Henan University of Animal Husbandry and Economy, Zhengzhou 450011, China)

Abstract: By the simulation study on the macro-meso coupled texture evolution, the evolution law of deformation texture at cylindrical wall and inner rib of magnesium alloy cylindrical parts with inner ribs at different spinning temperatures and thinning rates of wall thickness was studied during hot power spinning, and the reasons of texture evolution law were explored combined with macro and meso deformation analysis. The results show that the *c*-axis of grains will deflect parallel to the radial direction of spun workpiece during hot power spinning, and the deflection angle of the grains at cylindrical wall is larger than that at inner rib under the action of large radial compressive stress. With the increase of thinning rate of wall thickness, the cumulative shear strain of slip systems increases linearly with increasing macro real strain, which will lead to the continuous increasing of texture strength. Temperature has a significant effect on the texture type. The spun workpiece still maintains the texture characteristics of basal plane of blank at lower temperature. With the increase of temperature, the *c*-axis of grains deflects with a large angle, and the plane texture characteristics weaken continuously. The larger the increasment of the strain at inner rib than that at cylindrical wall as the temperature rising is the reason why the temperature has a more significant effect on the texture strength at inner rib.

Key words: magnesium alloy; cylindrical parts with inner ribs; hot power spinning; texture evolution; macro-meso coupled simulation

Foundation item: Project(51775194) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2021-10-01; **Accepted date:** 2021-11-03

Corresponding author: XIA Qin-xiang; Tel: +86-13902233118; E-mail: meqxxia@scut.edu.cn

(编辑 李艳红)