

轧制速度对 AZ31 镁合金管材冷轧成形的影响

楚志兵^{1,2}, 苏辉¹, 李伟¹, 薛春¹, 李玉贵¹, 马立峰¹

(1. 太原科技大学 重型机械教育部工程研究中心, 山西 太原 030024)

(2. 暨南大学 力学与建筑工程学院, 广东 广州 510632)

摘要: 轧制速度是三辊式冷轧成形过程中关键的工艺参数, 决定其力学特征及温升情况。基于此, 以冷轧 AZ31 镁合金管材为研究对象, 通过全流程数值仿真计算, 对比分析不同轧制速度在各特征变形段对等效应力、等效塑性应变及节点温度的影响规律。结果表明, 等效应力、等效塑性应变及节点温度均随轧制速度的增大而增大。通过元胞自动机模型及实验等手段, 探明了晶粒在轧制过程中产生连续再结晶并细化的初步组织演变规律; 对比分析实验与模拟结果并结合多方面因素, 得到 800 mm/s 的轧制速度可以更好的满足工艺要求的结果, 为冷轧镁合金管材轧制速度的选择提供依据。

关键词: 三辊式冷轧; AZ31 镁合金管材; 轧制速度; 元胞自动机

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)09-3265-08

三辊式冷轧具有往复多道次轧制、单道次变形量小的累积效应, 可以较大化的细化晶粒、改善组织晶粒取向, 在生产高强度、低塑性的无缝管等方面占有其他轧管工艺不可替代的地位^[1-4]。传统的生产过程中, 工艺参数的设计往往是根据成品材质的不同, 通过生产经验来进行选取, 因此理论性不足, 导致工艺设计缺乏合理性^[5-7]。轧制速度是冷轧过程中的关键工艺参数, 该参数的准确与否与无缝管的尺寸精度以及产品性能有直接联系, 但目前国内外文献中很少对其进行深入研究。

S. Mulot 等^[8]研究了不同轧制速度对轧制力、扭矩、应力应变等的大小分布规律, 并通过实验验证了所建立有限元模型的准确性。H. Abe 等^[9]通过研究皮尔格轧制的变形行为, 得到了保证成品管表面质量所需的合适轧制条件。B. Lodej 等^[10]利用有限元模拟软件对二辊皮尔格冷轧过程进行了模拟, 研究了在轧制过程中辊型对应力及残余应力的影响。He 和 Yuan^[11]等人通过 ABAQUS/standard 平台建立了 Zr-4 合金管材皮尔格轧制有限元模型, 得到了特征区域的应力变化规律及周期波动的剪切应力产生原因。但上述研究只是揭示了两辊冷轧中管材成形的特点和规律, 很少涉及到三辊式冷轧的工艺参数, 对于冷轧 AZ31 镁合金管材的研究更是少之又少。

轧制速度是影响冷轧变形过程中应变速率的主要因素之一, 影响管材的金属抗拉强度及延伸率, 进而

影响成品管材的生产效率和质量。本工作以冷轧 AZ31 镁合金管材为研究对象, 通过数值仿真模型、元胞自动机模型以及实验研究分析, 获得了不同轧制速度对三辊式冷轧成形的影响规律及微观组织演化规律, 得到了满足工艺要求较为合理的轧制速度, 对冷轧 AZ31 镁合金管材的工艺控制有重要意义。

1 三辊式冷轧特征分析

1.1 工作原理

图 1 为三辊式冷轧工作原理示意图。在滑道作用下轧辊在固定轨迹上做周期性的往复运动, 轧辊在做往复运动的同时还绕着自身的轴线做旋转运动。因此, 管材的内外径和壁厚在轧辊和芯棒的作用下都逐渐减小。当轧辊运动到后极限位置时, 3 个轧辊组成的孔型直径大于管材直径, 使得轧辊与管材分离, 此时送进装置把管材沿着轧制方向向前推进一段距离同时利用回转装置把管材旋转一个角度; 当轧辊运行到前极限位置时, 由于轧辊孔型直径大于成品管直径, 使得管材与轧辊再次脱离, 当轧辊运动返回到使管材和轧辊再次接触时, 管材前进一送进量并回转一个角度。正行程为轧辊从后极限位置滚动至前极限位置的路程, 反行程为轧辊从前极限位置滚动至后极限位置的路程。一个正行程和反行程的组合称为一个轧制周期, 轧辊如此重复往返从而实现管材周期轧制过程^[12]。

收稿日期: 2019-09-24

基金项目: 国家重点研发计划项目 (2018YFB1307902); 国家自然科学基金资助项目 (U1710113); 中国博士后科学基金 (2017M622903); 山西省重点研发计划重点项目 (201703D111003, 201703D111002); 山西省重点研发计划一般项目 (201703D121008); 山西省研究生联合培养基地人才培养项目 (2018JD33); 山西省研究生教育创新项目

作者简介: 楚志兵, 男, 1981 年生, 博士, 教授, 太原科技大学材料学院, 山西 太原 030024, 电话: 0315-2776763, E-mail: piegen@163.com

1.2 数值仿真模型加载曲线

图 2 为数值仿真模型加载曲线。三辊式轧机在工作时,上下轧辊随机架做往复移动并通过主动齿轮在齿条上滚动。将轧辊轧制时平移和旋转运动看作是匀速运动,并且分别在前、后极限位置先匀减速至 0 后,朝相

反方向匀加速运动。根据机架行程次数和机架的行程求得轧辊的平移速度为 1803.28 mm/s,轧辊的角速度可以通过将轧辊平移速度作被除数而齿轮节圆半径为除数求得,结果为 11.329 r/s。将轧辊运动定义为时间的函数并加载到软件中。

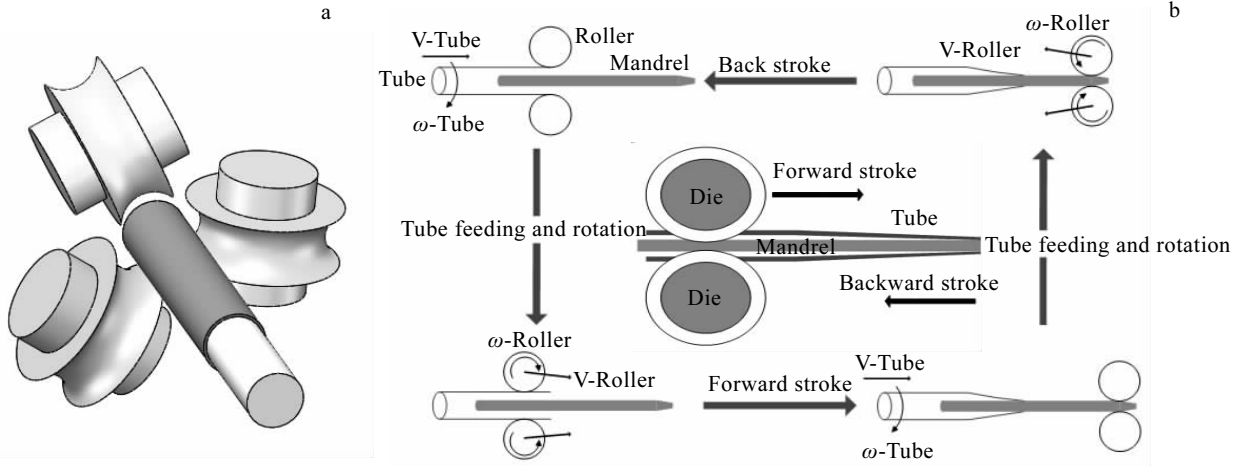


图 1 三辊式冷轧示意图

Fig.1 Three-roll cold rolling diagram: (a) numerical simulation model and (b) working principle

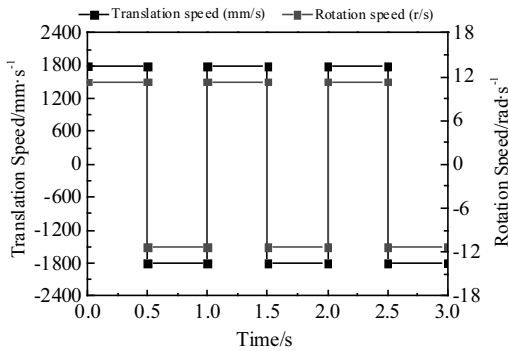


图 2 数值仿真模拟加载曲线

Fig.2 Loading curve of finite element simulation

1.3 基于元胞自动机的动态再结晶模型

基于动态再结晶理论,建立相关的元胞自动机模型来模拟镁合金动态再结晶现象^[13],其中包括位错密度模型、临界位错密度模型、形核率模型和晶粒长大模型。

位错密度模型是计算晶粒内部位错与应变之间的函数,引入 Kocks 和 Mecking 模型^[14],如式(1)和(2)所示:

$$\sigma = \alpha \mu b \sqrt{\rho} \tag{1}$$

$$\frac{d\rho_{i,j}}{d\varepsilon} = k_1 \sqrt{\rho_{i,j}} - k_2 \rho_{i,j} \tag{2}$$

式(1)中, σ 为流变应力, α 为材料常数, $\bar{\rho}$ 为平均位错密度函数, μ 为剪切模量, b 为柏氏矢量,式(2)中, ε 为应变, k_1 为位错增大系数, k_2 为位错消亡系数, $\rho_{i,j}$ 为元胞平均位错密度函数。

当位错密度达到临界值时,镁合金开始形成新的晶核,临界位错密度可由式(3)计算得出:

$$\rho_c = \left(\frac{20\gamma_i \dot{\varepsilon}}{3blM\tau} \right)^{1/3} \tag{3}$$

式(3)中, ρ_c 为临界位错密度, γ_i 为晶界能, l 为位错平均自由长度, M 为晶界迁移率, τ 为单位位错线能量。形成新晶核的数目按照形核率模型式(4)计算得出。

$$n(\varepsilon, T) = C \varepsilon^m \exp\left(-\frac{Q_{act}}{RT}\right) \tag{4}$$

式(4)中, $n(\varepsilon, T)$ 为形核率, Q_{act} 为变形激活能, R 为气体常数,取 $8.314 \text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, T 为温度, C 和 m 为材料参数,确定 C 的方法有实验法和反分析法,实验法参照文献[15],反分析法参照文献[16],通过反分析法来确定。

新晶核在变形热和应变的影响下继续长大,迁移速度按照式(5)计算所得。

$$V = MP \tag{5}$$

式(5)中, V 为晶粒长大速度, P 为作用在单位面积上的晶粒长大驱动力。

镁合金在三辊式多道次轧制过程中,持续变形,

内部微观组织发生连续动态再结晶。耦合元胞自动机与三辊式冷轧数值仿真模型^[17]，图3展示了镁合金在轧制过程中出现的动态再结晶现象。

1.4 变形区特征段横截面应力应变特征分布位置

图4为三辊式轧制管材横截面瞬时变形的应力应变特征位置示意图。根据轧辊、芯棒与管材的接触关系将轧辊孔型脊部、轧辊孔型开口作为三辊式轧制横截面的特征位置。由三辊式冷轧管机工作原理及管材孔型变化规律得到减径、减壁及精整段的主应力应变分布规律。

2 数值仿真技术结果分析对比

图5为不同变形特征段测量点选取示意图。轧制过程中轧辊截面三部分是关于管中心 120° 对称的，因此根据管材圆周方向与轧辊接触位置截取 7 个点的数据进而对称到其他两部分来进行分析，轧制方向按与特征段对应的分析步所在位置取点。这里模拟了 3 组不同轧制速度下冷轧 AZ31 镁合金管材数值模型，轧制速度分别为 667、800、1000 mm/s，数据由企业实际生产得来，其他轧制工艺参数详见表 1。

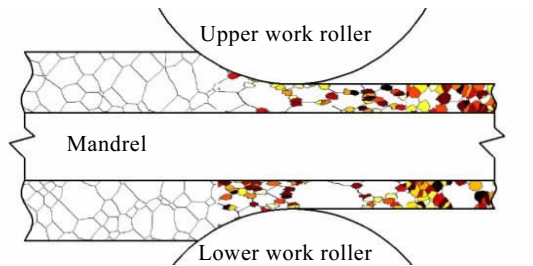


图3 轧制 AZ31 镁合金过程中的动态再结晶现象

Fig.3 Dynamic recrystallization during rolling of AZ31 magnesium alloy

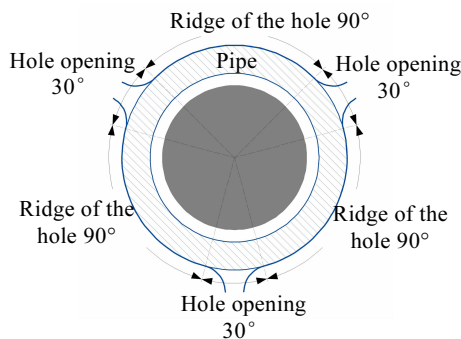


图4 轧管横截面应力应变特征位置

Fig.4 Rolling tube cross-section stress-strain characteristic position

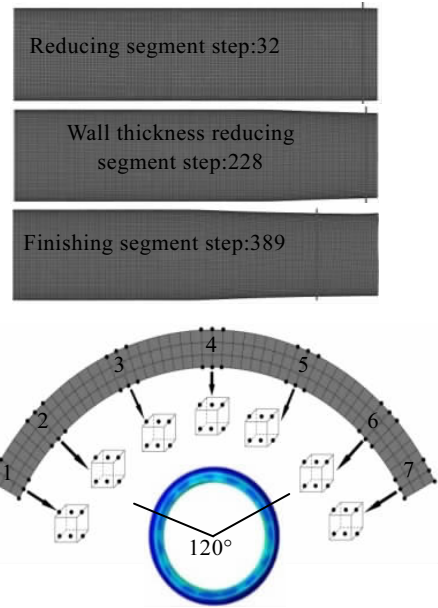


图5 测量点选取

Fig.5 Selection of measuring points

表 1 轧制工艺参数

Table 1 Rolling parameters

Rack strokes (once/min)	Rotation angle/(°)	Roller diameter/mm	Rolling speed/mm·s ⁻¹
60	50	55.94	667, 800, 1000

2.1 不同轧制速度下等效应力分布

图6为不同轧制速度下各特征变形段等效应力分布示意图。图6a、6b、6c分别对应减径、减壁及精整段在不同轧制速度下的等效应力曲线。对比不同位置的等效应力分布曲线可以看出，在整个轧制过程中，减径段等效应力最小且分布不均匀；减壁段整体等效应力相对减径、精整段大；进入精整段后，等效应力整体分布均匀化。同一轧制速度下，减径、减壁段应力最大值出现在孔型脊部；精整段应力最大值出现在管材与轧辊不接触的孔型开口区域。从图中不同变形阶段的等效应力分布曲线可以看出，随着轧制速度的变化，孔型脊部和孔型开口区域的等效应力变化趋势基本一致，无论在孔型哪个区域，其等效应力均随着轧制速度的增大而增大。这是因为轧制速度增大时，单个道次内管材受压缩的频率增大而导致金属变形剧烈，造成等效应力增大。增大轧制速度会提高生产效率但同时加速了轧辊的磨损并对设备性能要求增加，所以选择合适的轧制速度对保证生产效率及节约成本和能源起着至关重要的作用。

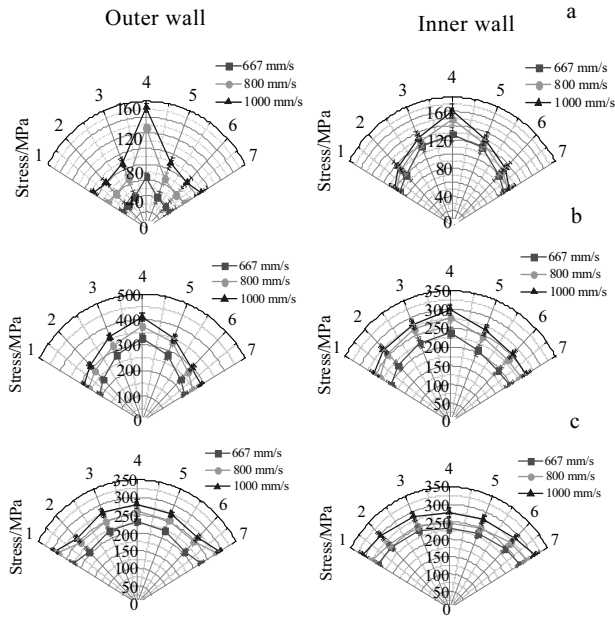


图 6 不同轧制速度各特征段等效应力分布曲线

Fig.6 Equivalent stress distribution curves of each characteristic segment with different rolling speeds: (a) reducing segment, (b) wall thickness reducing segment, and (c) finishing segment

图 7 为不同变形特征段截面应力云图及分布示意图。从图中可以看出，三辊式冷轧过程中，孔型脊部的应力状态由轴向 σ_l 拉应力、周向 σ_θ 压应力、径向 σ_r 无应力变为轴向 σ_l 压应力、周向 σ_θ 压应力、径向 σ_r 压应力。孔型开口的应力变化为：轴向 σ_l 受拉不变，周向应力 σ_θ 由拉应力变为压应力，径向应力 σ_r 由无应力变为拉应力再变为压应力。从各变形特征段截面的应力云图分布可以看出，减径段管材所受应力最小，其应力最大值出现在孔型脊部；减壁段管材所受应力最大且分布不均匀；精整段管材所受应力相对减小，管材圆度和壁厚更加均匀化，其应力最大值出现在孔型开口周围。这与上述各特征变形段的等效应力分布曲线规律相一致。

2.2 不同轧制速度下应变分布

图 8 为不同轧制速度下各特征变形段等效塑性应变分布示意图。从图中可以看出，在轧制初期开始减径时，管材与芯棒未接触，未发生较大塑性变形，减径段整体等效塑性应变较小，管材外壁等效塑性应变相对内壁大；随着轧制过程的进行，管材与芯棒逐渐开始接触，减壁、精整段的等效塑性应变增大，管材内壁等效塑性应变相对于外壁增大，这表明在减壁段

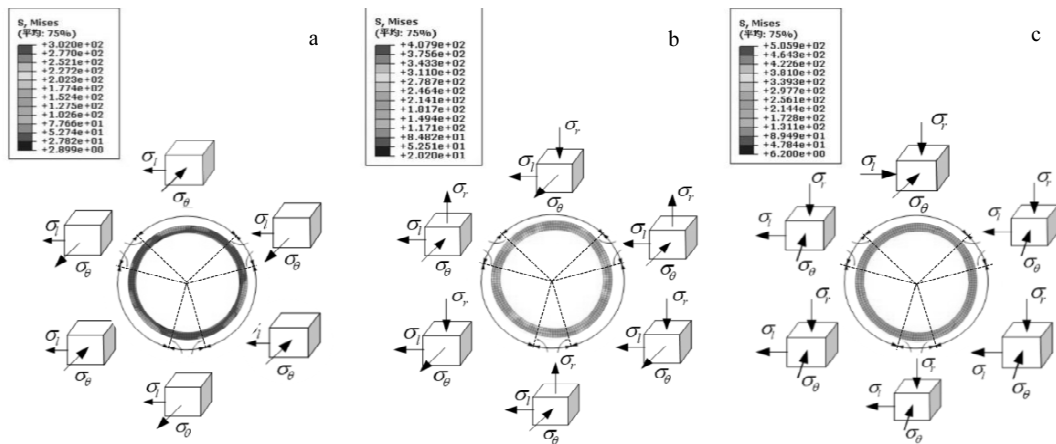


图 7 不同变形特征段截面应力云图及分布示意图

Fig.7 Stress cloud diagram and distribution diagram of sections with different deformation characteristics: (a) reducing segment, (b) wall thickness reducing segment, and (c) finishing segment

开始减小壁厚。对比不同变形阶段等效塑性应变可知，孔型脊部及管材与轧辊不接触的孔型开口区域的等效塑性应变均随轧制速度的增大而增大，且整体增大趋势基本一致。由于等效塑性应变的积累特性，同一轧制速度下精整段等效塑性应变相对于减径、减壁段大。

图 9 为不同变形特征段截面应变云图及分布示意图。从图中可以看出，三辊式冷轧过程中，孔型脊部的应变状态变化为：轴向 ϵ_l 应变受拉不变，周向 ϵ_θ 应变受压不变，径向 ϵ_r 应变由拉应变变为压应变。孔型开口应变状态变化为：轴向 ϵ_l 应变受拉不变，周向 ϵ_θ 应变、径向 ϵ_r 应变由拉应变变为压应变。对比不同变

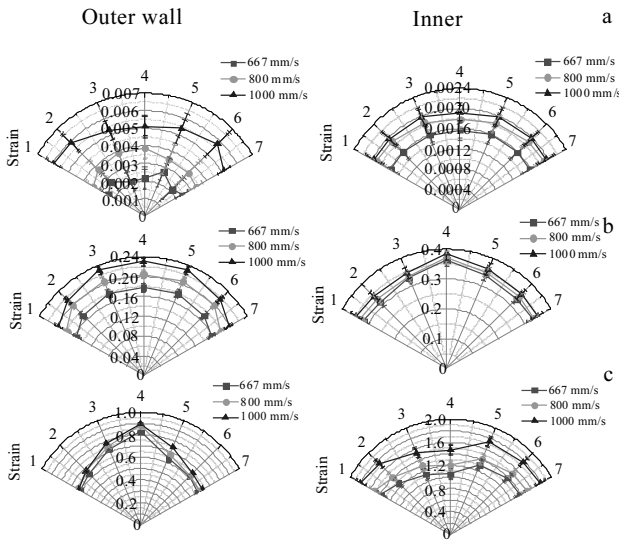


图 8 不同轧制速度各特征段等效塑性应变分布曲线

Fig.8 Equivalent plastic strain distribution curves of each characteristic segment with different rolling speeds: (a) reducing segment, (b) wall thickness reducing segment, and (c) finishing segment

形特征段截面的应变分布云图可知，减径段等效塑性应变最小，几乎为 0，随着轧制过程的进行，管材所受应变逐渐增大；进入精整段后，管材应变达到最大、圆形较好且壁厚较均匀。这与上述各特征变形段的等效塑性应变分布曲线规律相一致。

2.3 不同轧制速度下节点温度分布

图 10 为不同轧制速度各特征段节点温度分布示意图。从图中可以看出，在轧制初期开始减径时，由于未发生较大塑性变形而转化热功较少，各节点温度相差不大，接近于初轧温度 20 °C，同一轧制速度下内壁节点温度相对外壁节点温度大。对比不同变形特征段的节点温度可以看出，无论在孔型哪个区域，其节点温度均随轧制速度的增大而增大，且整体变化趋势基本一致。同一轧制速度下孔型脊部中心节点温度相对其他位置较高，随着轧制过程的进行，内外壁节点温度整体上趋于一致。

综上所述，管材在减径、减壁及精整段的等效应力、等效塑性应变及节点温度均随着轧制速度的增大而增大。在接近成品的精整段，800 mm/s 轧制速度下等效应力、应变及温度均有利于 AZ31 镁合金管成形

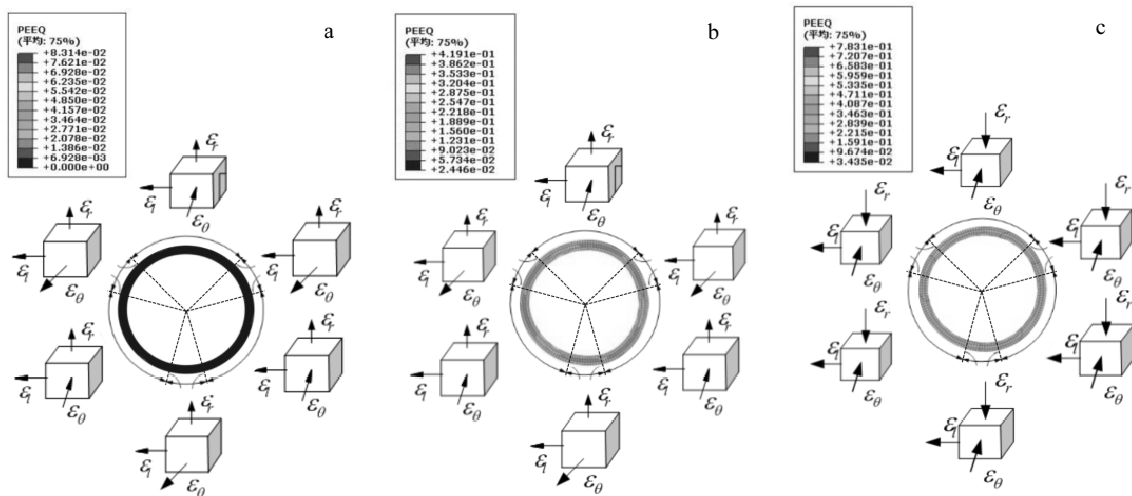


图 9 不同变形特征段截面应变云图及分布示意图

Fig.9 Schematic cloud diagram and distribution diagram of sections with different deformation characteristics: (a) reducing segment, (b) wall thickness reducing segment, and (c) finishing segment

且在内外壁的均匀度超过 667、1000 mm/s 轧制速度。模拟过程中 3 种轧制速度下所需周期分别为 61、21、13，说明增大轧制速度可以提高轧制生产效率。从保证管材质量、提高生产效率以及降低成本等多方面因素考虑，选用 800 mm/s 的轧制速度可以更好的满足工艺要求。

3 实验验证

3.1 实验结果对比

实验采用 LD40 轧机并选用 800 mm/s 的轧制速度对 AZ31 镁合金管材进行轧制，图 11 为轧后成品管外径尺寸的实测与模拟结果，图中 I、II、III、IV、V

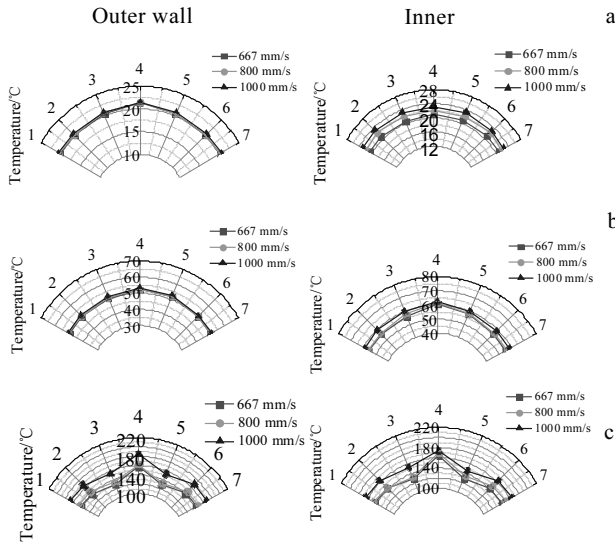


图 10 不同轧制速度各特征段节点温度分布曲线

Fig.10 Temperature distribution curves of each feature segment node with different rolling speeds: (a) reducing segment, (b) wall thickness reducing segment, and (c) finishing segment

分别对应管材的原料、减径、减壁、精整和成品段位置。从图中可以看出，模拟成形过程的变形状态与实际较为相符，且实测与模拟的成品管外径尺寸误差不超过 0.5 mm，在合理范围之内，验证了数值仿真模型的成形准确性。

利用红外温度传感器对轧制过程中各特征变形段的外壁温度进行实时测量。图 12 为外壁温度的实测与模拟结果。从图中可以看出，实测值与模拟值基本一致，均表明外壁温度随着轧制速度的增大而增大，在一定程度上验证了数值仿真模型的成形准确性。

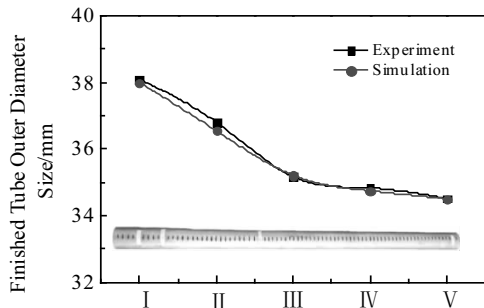


图 11 成品管外径尺寸实测与模拟结果

Fig.11 Actual measurement and simulation results of outer diameter of finished tube

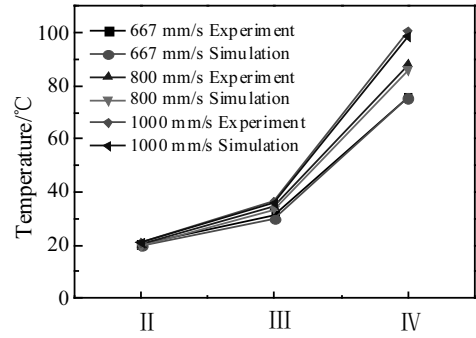


图 12 各特征段外壁温度实测与模拟结果

Fig.12 Actual measurement and simulation results of outer wall temperature of each characteristic section

3.2 微观组织实验验证

图 13 为轧后成品管不同变形段微观组织实验和模拟结果。从图中实验结果可以看出，减径段整体晶粒尺寸较大、排布相对不均匀且存在大量孪晶；减壁段整体晶粒尺寸变小、分布相对均匀且孪晶数量相对减少；精整段整体晶粒尺寸减小程度不大、分布进一步均匀化且孪晶数量进一步减少。微观组织模拟结果表明，整体晶粒不存在孪晶且更加均匀化，这是因为元胞自动机模拟时初始状态是理想化的，能量和位错等都是均匀的，忽略了材料本身某些部位的位错堆积缠结、能量起伏等因素。实验结果与模拟结果整体上相一致。

图 14 为轧后成品管不同变形阶段晶粒尺寸大小实验和模拟结果对比。从图中可以看出，减径、减壁和精整段的平均晶粒尺寸分别为 42.5、32.6、31.4 μm ，结果表明晶粒在轧制过程中产生连续细化的初步组织演变规律，不同特征变形段下实测晶粒尺寸与模拟晶粒尺寸的差值在可接受的范围内。

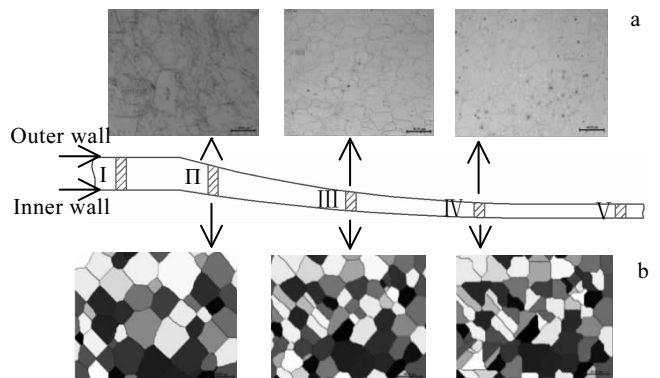


图 13 不同变形段微观组织

Fig.13 Microstructures of different deformation sections: (a) experimental result and (b) simulation result

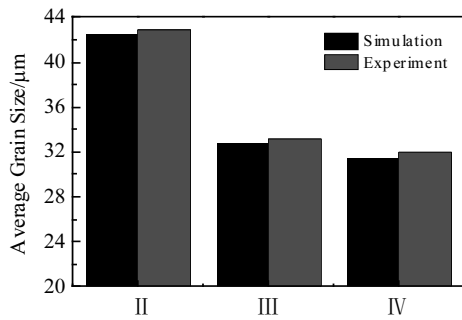


图 14 不同变形阶段平均晶粒尺寸实验和模拟结果

Fig.14 Experimental and simulation results of average grain size in different deformation stages

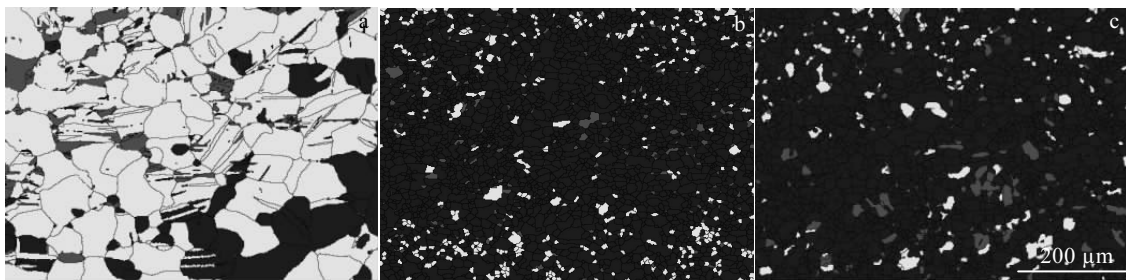


图 15 不同变形阶段动态再结晶实验结果

Fig.15 Dynamic recrystallization experiment results in different deformation stages: (a) reducing segment, (b) wall thickness reducing segment, and (c) finishing segment

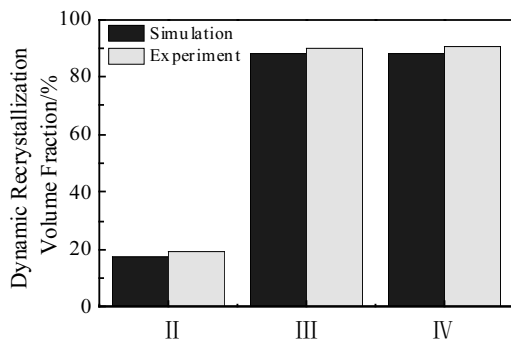


图 16 不同变形阶段再结晶晶粒体积分数实验和模拟结果

Fig.16 Experimental and simulation results of recrystallized grain volume fraction in different deformation stages

4 结论

1) 通过对比分析三辊式冷轧过程中不同轧制速度对 AZ31 镁合金管材成形过程影响的研究, 获得了金属成形过程中的力学规律及温升情况。管材等效应力、等效塑性应变及节点温度均随轧制速度的增大而

增大, 综合管材质量、轧制生产效率等多方面因素, 分析得到较为合理的轧制速度为 800 mm/s。

2) 借助元胞自动机模型及实验等手段, 预测得到晶粒在轧制过程中产生连续再结晶并细化的初步组织演变规律; 通过对轧后成品管各特征变形段外径尺寸、外壁温度以及平均晶粒尺寸大小等多方面的实验与模拟结果对比分析, 验证了所选轧制速度的合理性, 为三辊式冷轧 AZ31 镁合金管材轧制速度的制定提供了依据。

参考文献 References

- [1] Lodej B, Niang K, Montmitonnet P *et al.* *Journal of Materials Processing Tech*[J], 2006, 177(1-3): 188
- [2] Li Jiefan(李捷帆). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D], Xi'an: Xi'an University of Technology, 2017
- [3] Osika J, Libura W. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 1992, 34(1-4): 325
- [4] Li Heng(李恒), Xu Jie(许杰), Yang Heng(杨恒) *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2017, 27(3): 608

- [5] Pocięcha D, Boryczko B, Osika J *et al.* *Archives of Civil and Mechanical Engineering*[J], 2014, 14(3): 376
- [6] Li H, Zhang H Q, Yang H *et al.* *International Journal of Plasticity* [J], 2017, 90: 177
- [7] Zhang H Q, Wang X F, Wei B L *et al.* *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2017, 92(5-8): 2169
- [8] Mulot S, Hacquin A, Montmitonnet P. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 1996, 60(1-4): 505
- [9] Abe H, Furugen M. *Journal of Materials Processing Technology* [J], 2012, 212(8): 21
- [10] Lodej B, Niang K, Montmitonnet P *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 177(1-3): 188
- [11] He Weijun(何维均), Yuan Gaihan(袁改焕), Luan Baifeng(栾佰峰) *et al.* *Rare Metal Materials & Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(1): 82
- [12] Li H, Zhang H Q, Yang H *et al.* *International Journal of Plasticity*[J], 2017, 90: 177
- [13] Chu Zhibing(楚志兵), Zhang Duo(张 铎), Jiang Lianyun(江连运) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(3): 884
- [14] Zhen Yi(郑 毅). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Science and Technology, 2015
- [15] Xiao N, Zheng C, Li D *et al.* *Computational Materials Science* [J], 2008, 41(3): 366
- [16] Ding R, Guo Z X. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(16): 3163
- [17] Raabe D, Becker R C. *Modelling & Simulation in Materials Science & Engineering*[J], 2000, 8(4): 445

Effect of Rolling Speed on Cold Rolling Forming of AZ31 Magnesium Alloy Tubes

Chu Zhibing^{1,2}, Su Hui¹, Li Wei¹, Xue Chun¹, Li Yugui¹, Ma Lifeng¹

(1. Engineering Research Center Heavy Machinery Ministry of Education, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. School of Mechanics and Architectural Engineering, Jinan University, Guangzhou 510632, China)

Abstract: The rolling speed is one of the key processing parameters in the three-roll cold rolling forming process, which determines its mechanical characteristics and temperature rise. Based on this phenomenon, taking cold-rolled AZ31 magnesium alloy tubes as the research object, this paper analyzes and compares the influence of different rolling speeds on the equivalent stress, equivalent plastic strain and joint temperature of each characteristic deformation section by numerical simulation. The results show that these parameters increase with the increase of rolling speed. By means of the cellular automaton model and experiment, the preliminary evolution law of continuous recrystallization and refinement of the grain during the rolling process was proved. A speed of 800 mm/s was obtained by combining the comparative analysis experiment and simulation results with various factors, which can better meet the requirements of the process requirements. It provides a basis for the selection of rolling speed of cold-rolled magnesium alloy tubes.

Key words: three-roll cold rolling; AZ31 magnesium alloy tubes; rolling speed; cellular automata

Corresponding author: Li Yugui, Ph. D., Professor, Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: liyugui2008@163.com