

AZ31B 镁合金近等温轧制过程中的热变形行为

乐启炽^{1,2}, 周晨^{1,2}, 贾伟涛^{1,2}, 丁云鹏^{1,2}

(1. 东北大学 材料电磁过程研究教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819;

2. 东北大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 探究了 AZ31B 镁合金在轧制过程中轧制压下率与轧制温度对中心层瞬时温升(Δt_1)、轧后稳态温升(Δt_2)以及表面层瞬时温降(Δt_3)的影响. 根据 AZ31B 板材的实测轧制温度数据对轧板近等温轧制状态进行了评定, 并建立了对应的经验公式. 结果表明: 随着轧制压下率的增加, Δt_1 和 Δt_2 逐渐增加, Δt_3 先增加后减小, 且 Δt_1 和 Δt_2 的变化随着轧制压下率的增加呈线性关系. 此外, 随着轧制温度的增加, Δt_1 和 Δt_2 逐渐减小, Δt_3 逐渐上升, Δt_1 和 Δt_2 与轧制压下率之间线性关系曲线的斜率逐渐下降. 根据经验公式获得的预测曲线趋势与实验数据较为吻合, 证实了 AZ31B 镁合金近等温轧制的可行性.

关键词: AZ31B 镁合金; 近等温轧制; 轧制温度; 轧制压下率; 热变形

中图分类号: TG 249.3

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2025)08-0124-09

Thermal Deformation Behavior of AZ31B Magnesium Alloy During Near-Isothermal Rolling

LE Qi-chi^{1,2}, ZHOU Chen^{1,2}, JIA Wei-tao^{1,2}, DING Yun-peng^{1,2}

(1. Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2. School of Materials Science & Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: LE Qi-chi, E-mail: qichil@mail.neu.edu.cn)

Abstract: The influence of rolling reduction ratio and rolling temperature on the instantaneous temperature rise in the central layer (Δt_1), the steady-state temperature rise after rolling (Δt_2), and the instantaneous temperature drop in the surface layer (Δt_3) of AZ31B magnesium alloy during the rolling process was investigated. The near-isothermal rolling state of the rolled slab was evaluated based on the measured rolling temperature data of AZ31B sheets, and the corresponding empirical formulas were established. The results show that Δt_1 and Δt_2 gradually increase with rolling reduction ratio increases, while Δt_3 first increases and then decreases, and the changes in Δt_1 and Δt_2 show a linear relationship with the increase in rolling reduction ratio. In addition, as rolling temperature rises, Δt_1 and Δt_2 gradually decrease, and Δt_3 gradually increases. Moreover, the slope of the linear relationship curve between Δt_1 , Δt_2 , and the rolling reduction ratio gradually decreases. The trend of the prediction curve obtained from the empirical formula is in good agreement with the experimental data, confirming the feasibility of near-isothermal rolling for AZ31B magnesium alloy.

Key words: AZ31B magnesium alloy; near-isothermal rolling; rolling temperature; rolling reduction ratio; thermal deformation

镁合金以其比强度高、减震性能好、压铸成型工艺性能好等优点从传统材料中脱颖而出, 被认为是 21 世纪最具有开发和应用潜力的“绿色材料”^[1-4]. 通常情况下, 合金主要分为铸造合金和变

形合金, 变形合金优异的力学性能使其受到广泛关注. 轧制是大批量生产变形镁合金板材的有效方法. 扁锭铸造-轧制法是大规模生产宽幅镁合金厚板最经济高效的方法. 由于独特的密排六方

(HCP)晶体结构,镁合金在室温下具有有限的独立滑移系,需要孪生机制协调晶粒 c 轴方向的变形.滑移机制中的基面 $\langle a \rangle$ 滑移和孪生机制中的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪生具有较低的临界剪切应力(CRSS)值,在塑性变形过程中极易激活.然而, $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪生对晶粒 c 轴方向的变形协调能力有限,且非基面 $\langle a \rangle$ 滑移在室温下的CRSS值较高,极大限制了晶粒 c 轴方向的变形能力,因此镁合金在室温下塑性变形能力受到限制,影响变形镁合金在工业领域的广泛应用.镁合金中滑移机制的CRSS对温度具有敏感性,Roodposhti等^[5]对AZ31镁合金进行了拉伸实验,探究了AZ31镁合金在不同温度下塑性变形过程的微观组织演变,结果表明,柱面 $\langle a \rangle$ 滑移和锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移分别在175 °C和225 °C的变形过程中被大量激活.因此,轧制镁合金通常在高温条件下进行,使有效滑移系增加,从而提高晶体的塑性变形能力.轧制变形温度是调控板材组织结构和综合性能的主要因素,并且对合金板材轧制成形性及延展性具有重要影响.

在镁合金轧制过程中,晶粒尺寸和动态再结晶(DRX)对轧制温度的变化同样具有极高敏感性.提高轧制温度可以有效促进动态再结晶行为,但如果轧制温度过高,轧板性能会明显降低,且在轧制过程中容易出现粘辊、起皱等形状缺陷;此外,如果轧制温度较低,非基面 $\langle a \rangle$ 滑移激活困难,轧制缺陷严重,易产生轧制边裂.组织不均匀等缺陷.Jeong等^[6]研究了AZ31镁合金在高速轧制过程中的DRX行为以及微观组织和织构演变.结果表明,高速轧制过程中的高应变率变形抑制了位错滑移,促进了孪生,形成多种类型孪晶,孪生激活和孪晶诱导的DRX行为在高速轧制塑性变形过程中的微观组织和织构演变具有重要作用.Zhu等^[7]利用高应变速率轧制(HSRR)在250~400 °C条件下制备轧制态AZ31镁合金,并将HSRR板材与传统轧制板材的微观组织和力学性能进行了对比,研究发现,HSRR制备的AZ31板材具有更精细、更均匀的微观组织,这是由于在HSRR期间激活了大量孪生机制,且发生大量DRX,高密度变形孪晶与DRX的协同作用使HSRR制备的镁合金板材具有更加优异的力学性能.Chen等^[8]发现ZK61镁合金板材的最佳轧制温度范围在220~250 °C之间,当轧制温度低于170 °C时不发生DRX,轧制温度为180~220 °C时发生部分DRX,轧制温度高于230 °C时,组织发

生完全DRX.因此,镁合金轧制温度的范围需要精准控制,以确保能够顺利获得性能优异的宽幅厚板.

较低的体积比热容使镁合金具有较高的变形温度热敏感性,因此镁合金板坯在轧制过程中极易发生局部散热,导致区域温度迅速降低.此外,镁合金导热速率较差^[9-11],这一特性极大限制了坯料对局部降温区域的补温能力,表面激冷效应增强,从而导致坯料在轧制过程中温度分布不均匀,发生边部裂纹及表面缺陷.镁合金板材轧制的热交换极其复杂,其中形变热和散热为主要热交换行为,这些复杂的热交换行为导致板坯在轧制区塑性变形过程中温度变化较大.此外,在轧制过程中板材在轧制区域与轧辊接触时间较短,且轧制区域的测温较为困难,实际工业生产中一般采用生产经验评估轧制温度.然而对于宽幅厚板镁合金的轧制,评估轧制温度误差必然影响轧制精度,同时对后续每道次轧制的温度设计带来困扰,严重影响板材的成形及性能.Kim等^[12]通过实验耦合模拟,探究了钢带轧制过程中的温度变化,并总结了在轧制过程中钢带的温度变化规律.Martins等^[13]对AlSi4140钢进行深轧工艺处理,通过植入热电偶方法和无线通信的方法探究深轧压力、速度和压下量对深轧变形过程中钢板温度的影响.Sonboli等^[14]通过在铝板中嵌入热电偶,测量了轧制过程中纯铝板内的温度变化.目前,研究人员对钢板、铝板等轧制过程中轧辊与板材温度分布的研究较多,对镁板研究相对较少.

本文对AZ31B镁合金板材在轧制过程中的变形区进行实时测温,根据实测轧制温度变化曲线对轧制变形区厚向不同位置的热行为建立数学模型,揭示其传热机理,系统研究了镁合金在轧制过程中的轧制温度变化,阐明轧制变形区的热行为特性.最终提出镁合金板材近等温轧制的评判依据,为实现镁合金近等温轧制中轧制温度的控制提供理论数据.

1 实验材料及方法

1.1 实验材料

本实验选用的材料为采用低频电磁半连续铸造技术制备获得的铸态AZ31B镁合金Mg3.12Al0.88Zn0.28Mn扁锭,铸坯尺寸为1 000 mm×800 mm×300 mm.从扁锭内部切取部分实验板坯,尺寸为

800 mm×300 mm×155 mm,对实验板坯进行均匀化处理以消除内部残余应力,提高板坯内部化学成分和微观组织分布的均匀性,处理条件为 400 °C×16 h,出炉后空冷;随后,铣去均匀化后实验板坯的缺陷层和氧化层;最终从实验板坯内部获得用于轧制的板坯,轧制板坯的尺寸为 150 mm×80 mm×30 mm,其制备流程如图 1 所示.在轧制的板坯上

钻取适量合金粉末进行电感耦合等离子体(ICP)测试,具体合金成分如表 1 所示.图 2 所示为经均匀化后 AZ31B 镁合金板的金相组织,从图中可以看出,初始 AZ31B 镁合金板的边部和内部区域均呈现出等轴晶形貌,通过对比边部和内部区域的晶粒组织形貌可知,边部相对内部具有较小的晶粒尺寸且分布更加均匀.

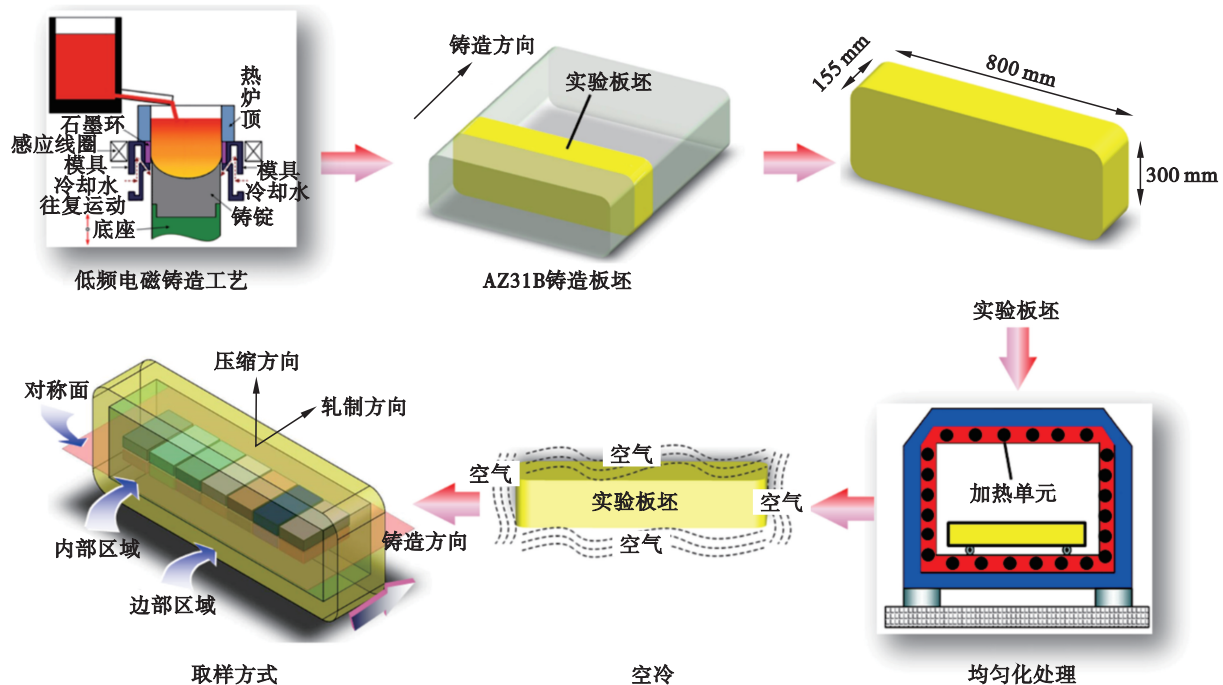


图 1 轧制板坯制备流程

Fig. 1 Preparation process of rolled slab

表 1 AZ31B 镁合金的实际成分(质量分数)

Table 1 Actual compositions of AZ31B magnesium alloy (mass fraction)							%
Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu	Ni	Mg
3.12	0.88	0.28	0.1	0.003	0.003	0.005	余量

1.2 实验方法

本实验轧制流程所用设备主要有锻压机、二辊轧机、电阻加热炉和温度记录仪.其中轧机的轧辊尺寸为 $\phi 475$ mm×600 mm,热处理炉的功率为 6 kW,加热温度的误差控制在 5 °C 以内.在轧制实验之前对轧制板坯用 400#, 800#, 2 000#, 3 000# 的砂纸进行手工抛光,抛光时先沿着同一方向,随后将板坯旋转 90°继续抛光,直至表面平整光滑且呈现金属光泽,抛光的主要目的是减少板坯的表面氧化皮和粗大划痕等缺陷,以降低表面缺陷对最终实验结果的影响.此外,将实验板坯前段制成楔形用于实现轧制板坯的顺利咬入.在轧制过程中,板坯变形具有一定对称性,因此本实验沿着厚度方向选取了表面、1/4 高度层和 1/2 高

度层 3 个点位进行侧面钻孔热电偶测温,钻孔直径为 3 cm,图 3a 为热电偶在厚度方向的分布示意图.此外,为了使热电偶丝稳定在板坯的固定位置且与板坯保持良好接触,保证测温的准确性,在轧制之前对带有热电偶的板坯在 400 °C 下进行小压下锻造.随后采用内镶测温电偶的方法测量了轧板在初轧温度为 200, 250, 300, 350 和 400 °C (轧制温度最大偏差小于 5 °C) 时的温度变化,同时,轧辊温度与室温相同,辊速为 33 r/min,轧制压下率为 7%, 17%, 27%, 38%, 48%.此外,采用 HIOKI LR8400-21 温度记录仪收集轧制过程中的温度数据,记录频率为 100 Hz,为了保证数据准确性,在同一实验条件下进行 5 次重复实验.图 3b 为 AZ31 镁合金板坯在轧制过程中的测温实验流程.

图 4 为 AZ31B 镁合金在轧制过程中与外界环境之间的热交换现象示意图以及对应的轧制实验中轧制温度的变化趋势.实测数据为 AZ31B 板材在初轧温度为 250 °C、总压下量为 38% 的轧制条

件下获得.图4中的热交换示意图表明,AZ31B 镁合金板材在轧制过程中发生热交换的主要方式包括轧板与轧辊之间的传导热和摩擦热、轧板轧制变形区域的变形热,以及轧板与外部环境之间的对流散热及辐射热.此外,根据板坯在整个轧制过程中的温度变化,可分为3个阶段:①板坯在前期输送到轧辊处的输送阶段;②板坯与轧辊接触后发生塑性变形的形变阶段;③轧制过程完成后输送过程中温度均匀下降的轧后温度均匀阶段.输送阶段的 AZ31B 镁合金板坯与外部环境发生对流散热和辐射散热,在输送阶段温度逐渐下降,但

温度下降速率较低.在形变阶段,轧板与轧辊接触后,表面温度因传导热瞬间降温,表现出显著的激冷效应,而轧板内部由于发生剧烈塑性变形产生大量形变热,导致温度逐渐升高.轧后温度均匀阶段的轧板内部温度逐渐传递到表面,从而使其内部温度逐渐下降,表面温度逐渐上升,最终轧板的整体温度逐渐均匀,趋于一致.在整个轧制过程中,轧板中心层和表面以及轧后温度均匀阶段的温度变化可用以下3个特征值表示: Δt_1 为中心层瞬时温升, Δt_2 为轧后稳态温升, Δt_3 为表面层瞬时温降.

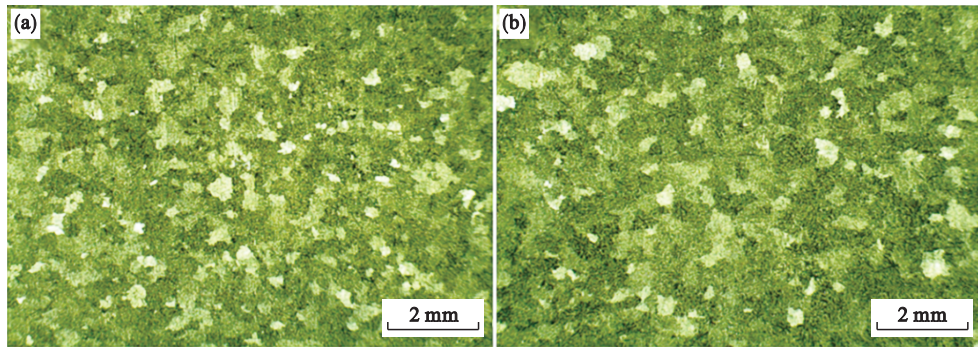


图 2 均匀化的 AZ31B 实验板坯的金相组织

Fig. 2 Metallographic structure of homogenized AZ31B experimental slab

(a)一边部;(b)一内部.

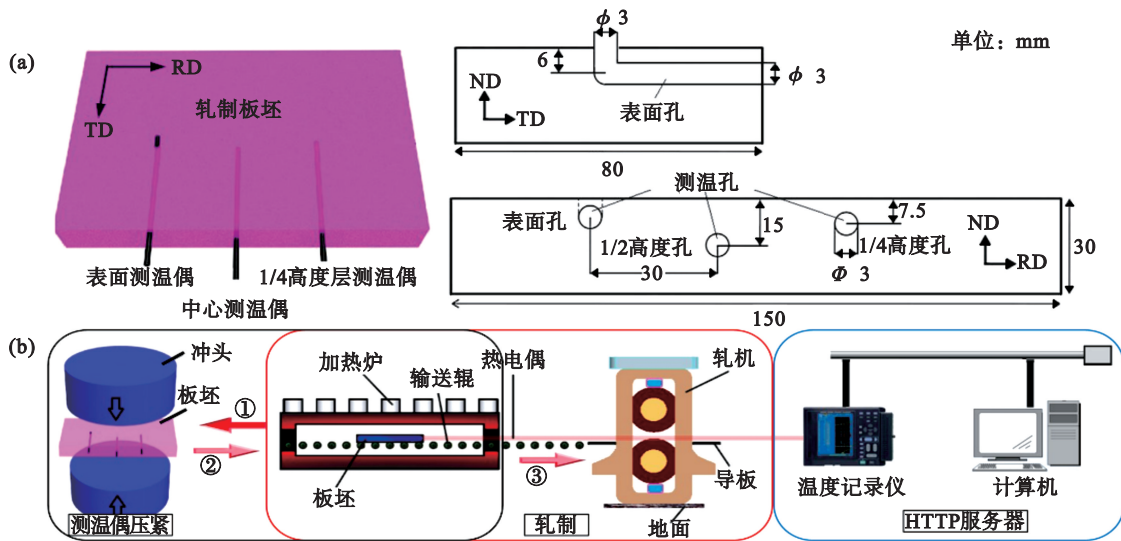


图 3 热电偶位置分布及板坯测温实验流程图

Fig. 3 Thermocouple position distribution and flow chart of slab temperature measurement experiment

(a)一热电偶在厚度方向分布示意图;(b)一板坯轧制过程测温示意图.

2 实验结果与讨论

2.1 工艺参数对板坯温度的影响

图 5 为 AZ31B 轧板在不同温度下轧制过程中不同厚度的实测温度变化曲线,其中轧制压下

率为 15%.通过图 4 的测温曲线可知,轧制温度对轧板轧制过程中 Δt_3 具有显著影响,随着轧制温度的升高, Δt_3 逐渐增加,而 Δt_1 逐渐减小.由于在金属发生塑性变形过程中,随着轧制温度的升高,镁合金的变形抗力逐渐下降,因此相同塑性变形量下的开轧温度越高,AZ31B 镁合金轧板所需要的

变形功越小,所以轧板内部的温升幅度降低.此外,在开轧温度为 400 °C 时, Δt_3 达到 132 °C. 结合图 4 可以看出, 表面层发生大幅度温降的主要原因是轧板与轧辊之间的温度梯度随着开轧温度的增加而增大, 导致 Δt_3 逐渐增加. 图 6 为初轧温度为 200 °C、轧制压下率为 15% 时 AZ31B 轧板的微观组织, 可以看出, 不同厚度位置的微观组织

具有大量孪晶, 此外在孪晶交叉处发现少量的细小再结晶组织, 这表明 AZ31B 合金在低温变形过程中协调变形的能力具有局限性, 拉伸孪生大量激活以协调晶粒 c 轴方向的变形, 且大量位错容易在晶界处聚集, 促进裂纹萌生和扩展, 释放内能, 导致塑性变形产热量降低, 从而使 Δt_1 和 Δt_2 更低.

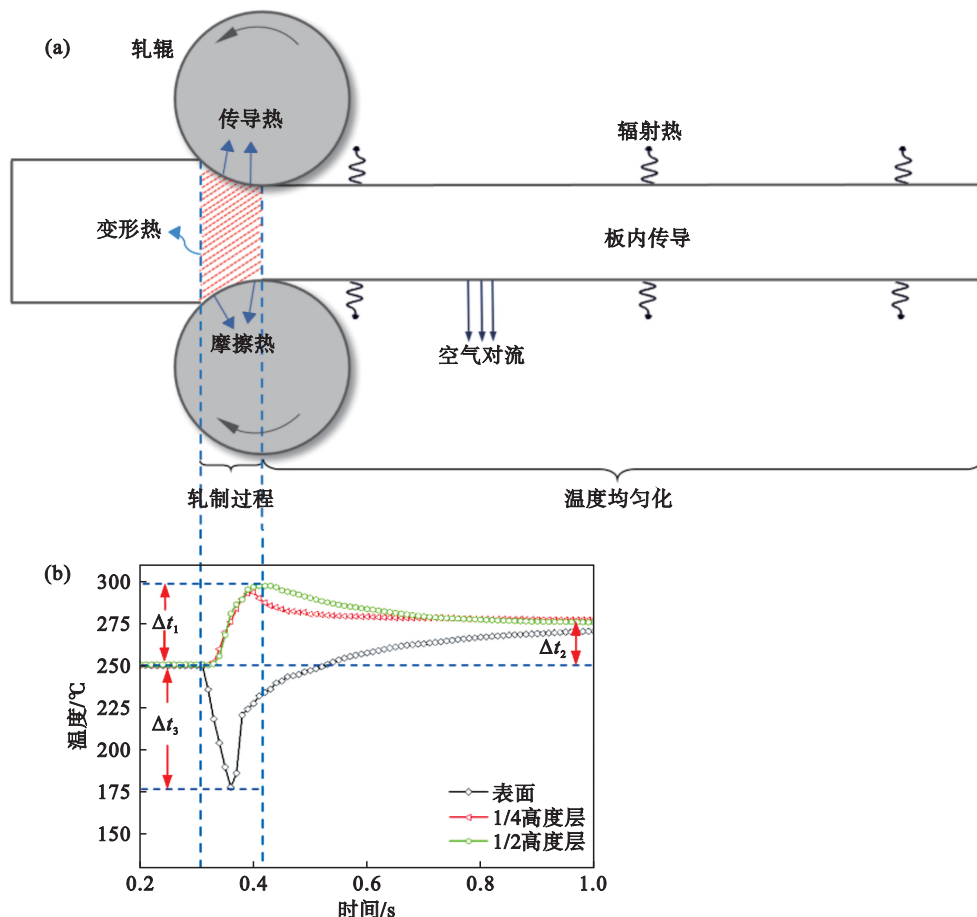


图 4 AZ31B 镁合金板材轧制过程中的热交换示意图和对应实测曲线的变形热特征值

Fig. 4 Diagram of heat exchange during rolling of AZ31B magnesium alloy sheets and characteristic value of deformation heat corresponding to measured curves

(a) 轧制过程中与外界环境之间的热交换现象示意图; (b) 轧制过程中温度的变化趋势.

图 7 所示为 AZ31B 镁合金以不同轧制压下率在 250 °C 下轧制塑性变形过程中不同厚度的实测温度变化曲线. 通过与图 5b 对比可知, 相比开轧温度, 轧制压下率的变化对 Δt_1 的影响更加明显. 通过对比不同轧制压下率轧制的实测温度变化可知, 在轧制塑性变形过程中, 轧板的 Δt_1 和 Δt_2 随着轧制压下率的增加呈现递增趋势, 当轧制压下率为 17% 时, Δt_3 达到最大值为 99.2 °C. 然而, 随着轧制压下率的增加, AZ31B 板材的表面层温度逐渐回升. 其中, Δt_3 先下降后上升的原因主要是轧制过程中轧辊与轧板之间是以轧辊的弧度凸点接触, 随着轧制压下率的逐渐增加, 轧辊与轧

板之间接触点增加, 同时压力增大, 导致接触传热系数增大, 此外, 轧板与轧辊之间的接触时间相应延长, 因此 Δt_3 在轧制压下率为 17% 时达到了峰值. 当轧制压下率进一步增加时, 轧辊的表面温度有所升高, 与轧板之间的界面温度梯度减小, 热传导的驱动力减小, 同时, 板材内部的温升、变形热传导以及轧板与轧辊之间的界面摩擦热导致 Δt_3 随着轧制压下率的增加逐渐回升. 图 8 为初轧温度为 250 °C、轧制压下率为 17% 时不同厚度位置的微观组织, 可以看出相比其他轧制压下率, 轧制压下率为 17% 时, 由于 Δt_3 具有最大值, 表面温度最低仅为 152 °C, 在此温度下非基面滑

移不易激活,仅有基面滑移和拉伸孪生可以大量激活以协调轧板的塑性变形过程,而晶粒 c 轴方向的变形只能通过大量拉伸孪生适应变形,因此表面组织中发现大量的拉伸孪晶.在 1/4 高度层显微组织中观察到比表面更少的拉伸孪晶组织,这主要是由于在轧制过程中 1/4 高度层有小幅温

升,而非基面 $\langle a \rangle$ 滑移在此温度下更容易激活以协调晶粒 c 轴方向的变形,因此拉伸孪晶相对较少.在 1/2 高度层的组织中仅观察到有限的拉伸孪晶,此外,发现少量再结晶组织在孪晶交汇处成核长大.

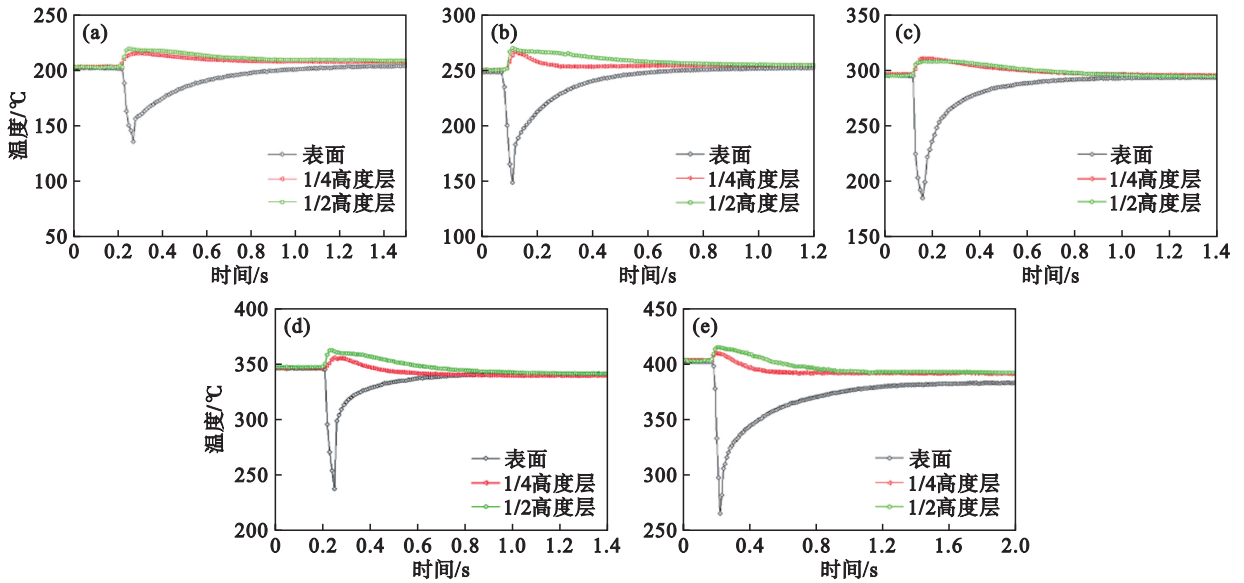


图 5 AZ31B 镁合金板材在不同轧制温度下不同厚度的温度-时间变化曲线

Fig. 5 Temperature-time variation curves of AZ31B magnesium alloy sheets with different thicknesses at different rolling temperatures

(a)—200 °C; (b)—250 °C; (c)—300 °C; (d)—350 °C; (e)—400 °C.

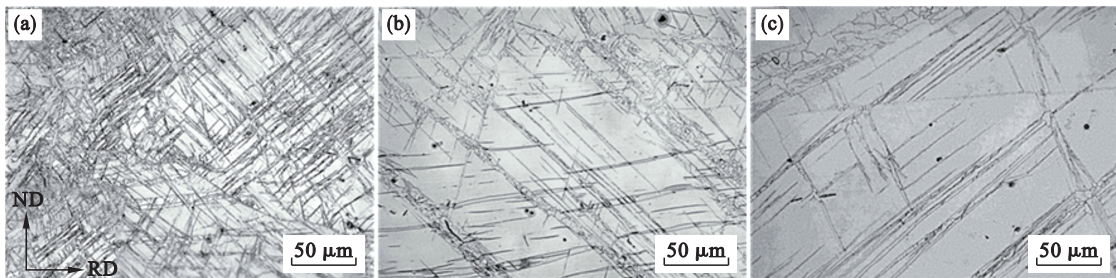


图 6 初轧温度为 200 °C、轧制压下率为 15% 时厚向不同位置的微观组织

Fig. 6 Microstructures at different positions along thickness direction under initial rolling temperature of 200 °C and rolling reduction ratio of 15%

(a)—表面; (b)—1/4 高度层; (c)—1/2 高度层.

2.2 轧制过程板材的温升

图 9 为轧制压下率和轧制温度变化对 AZ31B 镁合金在轧制过程中 Δt_1 和 Δt_2 的影响.如图所示,随着轧制压下率的逐渐增加, Δt_1 和 Δt_2 都呈逐渐上升的趋势,然而随着轧制温度的上升, Δt_1 和 Δt_2 逐渐下降,其中 Δt_2 下降较为明显.通过曲线拟合可以发现, Δt_1 和 Δt_2 接近线性变化,图 6a 表明,当轧制温度从 200 °C 升高至 400 °C 时, Δt_1 随着轧制压下率上升曲线斜率逐渐下降,其斜率逐渐从 2.16 (轧制温度为 200 °C) 降低到 0.76 (轧制温度为

400 °C),斜率逐渐降低的主要原因是随着轧制温度的增加,轧板流变应力逐渐减小,从而使曲线斜率逐渐减小.此外,结合图 9a 和图 9b 可见,轧制温度为 200 °C、轧制压下率为 41% 时, Δt_1 和 Δt_2 达到峰值,这是由于 AZ31B 镁合金在轧制塑性变形过程中,轧板与轧辊之间接触区域在短时间内发生大塑性变形,此时轧板 1/2 高度层与外界之间基本处于绝热环境,大塑性变形产生的形变热是导致 Δt_1 上升的主要原因.随着轧板进入后续的温度均匀阶段,轧板与外界环境之间的热交换效

应逐渐增加,且变形热逐渐扩散至轧板整体,温度逐渐均匀,导致轧板的 Δt_2 小于 Δt_1 .轧板在轧制温度较低时进行轧制的过程中,流变应力相对较大,变形功增加,导致在较低的轧制温度下 Δt_1 相

对较大.此外,在较低温度的轧制过程中,轧板与外界环境之间的热传递效应相对较弱,热量损失更少,因此温度均匀后的轧板 Δt_2 较高.

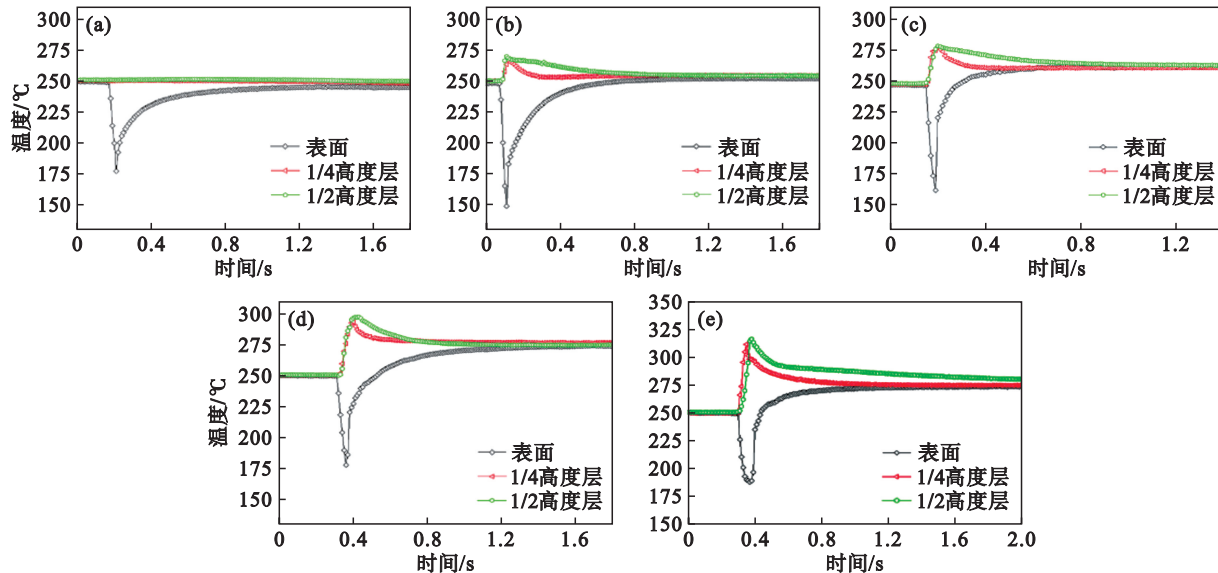


图7 AZ31B 镁合金板材在不同轧制压下率下不同厚度的温度-时间变化曲线

Fig. 7 Temperature-time variation curves of AZ31B magnesium alloy sheets with different thicknesses at different rolling reduction ratios

(a)—7%; (b)—17%; (c)—27%; (d)—38%; (e)—48%.

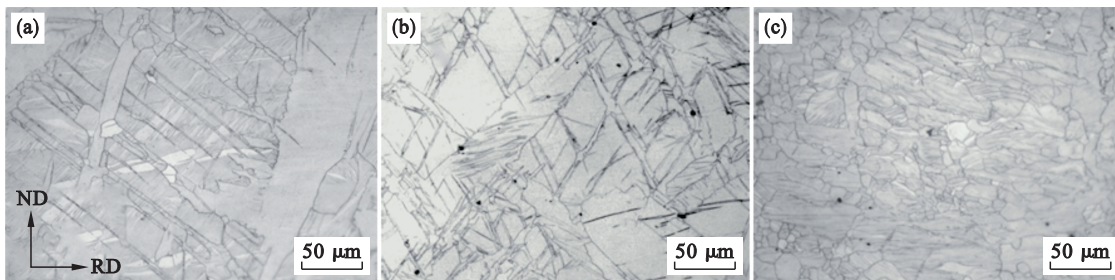


图8 初轧温度为 250 °C、轧制压下率为 17% 时厚向不同位置的微观组织

Fig. 8 Microstructures at different positions along thickness direction under initial rolling temperature of 250 °C and rolling reduction ratio of 17%

(a)—表面; (b)—1/4 高度层; (c)—1/2 高度层.

2.3 板材温升经验公式

通过数据拟合,对图 9 中的实验结果进行了线性表征,建立了在不同轧制压下率和轧制温度下 AZ31B 镁合金中心层瞬时温升 Δt_1 和轧后稳态温升 Δt_2 的经验公式.拟合曲线如图 10 所示,其中虚线为利用经验公式获得的拟合曲线,经验公式为

$$\Delta t_1 = (at^2 - 0.1708t + 4.70462)R + bt^2 + 0.18312t - 42.71199; \quad (1)$$

$$\Delta t_2 = (1.86504 - 0.0041t)R + ct^2 + 0.10955t - 22.30118. \quad (2)$$

式中: $a=1.80986$; $b=-1.98197E-4$; $c=-2.18422E-4$; t 为轧制温度; R 为轧制压下率.由图 9 可知,通过

经验公式获得的拟合曲线可以很好地吻合实测值,验证了经验公式的准确性.

2.4 近等温轧制状态评定判据

AZ31B 镁合金板材的长度远大于宽度与厚度,因此在评判轧制状态时假设轧板的侧面与外界环境之间的热交换忽略不计,同时认为轧板表面的温度近似相等,轧板的热传导仅发生在沿轧板厚度的方向,呈现一定的单向性.轧板在轧制之前温度均匀分布且相同,随着轧制过程的进行,轧板与轧辊接触,轧板表面温度降低明显,随后温度逐渐均匀,在温度逐渐变化的过程中,可以近似将轧板的温度梯度看成线性分布,即温度从 1/2 高度层到表面逐渐降低.如果将轧制过程

中的传热机制视为一种从 $\frac{1}{2}$ 高度层到表面的稳定传热,则可以将轧板沿着厚度方向的热量损失视为从 $\frac{1}{2}$ 高度层到表面逐渐递增的趋势.通过简化后的温度变化趋势,轧制完成后的板坯平均温度 t_0 可以通过理论公式进行计算,其表达式为

$$t_0 = \frac{2t_a}{3} + \frac{t_b}{3} = \frac{2(t_i + \Delta t_c)}{3} + \frac{(t_i - \Delta t_s)}{3} \quad (3)$$

式中: t_0 为轧后板材的平均温度; t_a 为轧后板材的中心层温度; t_b 为轧后板材的表面层温度; t_i 为轧

制前板材的平均温度; Δt_s 为轧后表面最大温降, Δt_c 是轧后中心最大温升.

近等温轧制状态的评定依据为轧后板材的平均温度近似等于轧制前板材的平均温度,即 $t_0 = t_i$,通过消除式(3)中的 t_0 和 t_i ,最终的近等温轧制经验公式可以视为

$$2\Delta t_c - \Delta t_s = 0. \quad (4)$$

由式(4)可见,轧制板材在轧制后的表面最大温降近似等于轧制后板材 1/2 高度层处最大温升的 2 倍.

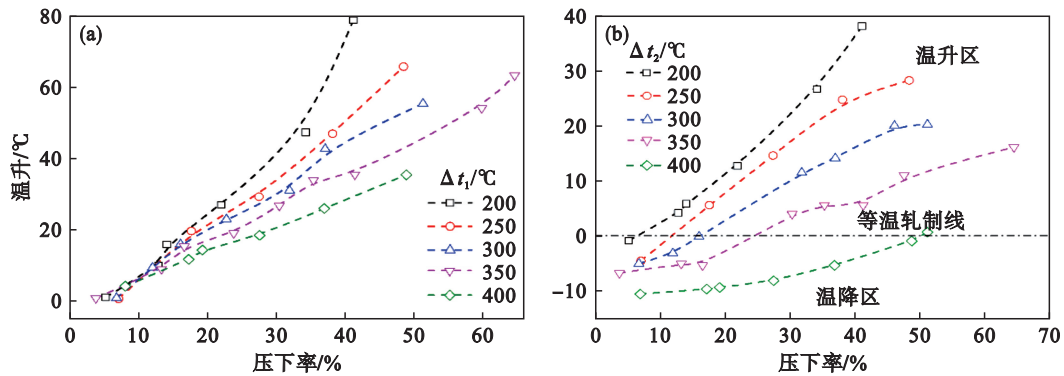


图 9 AZ31B 镁合金板材在不同轧制压下率和温度下 Δt_1 和 Δt_2 的变化

Fig. 9 Variation of Δt_1 and Δt_2 of AZ31B magnesium alloy sheets at different rolling reduction ratios and temperatures

(a)— Δt_1 ; (b)— Δt_2 .

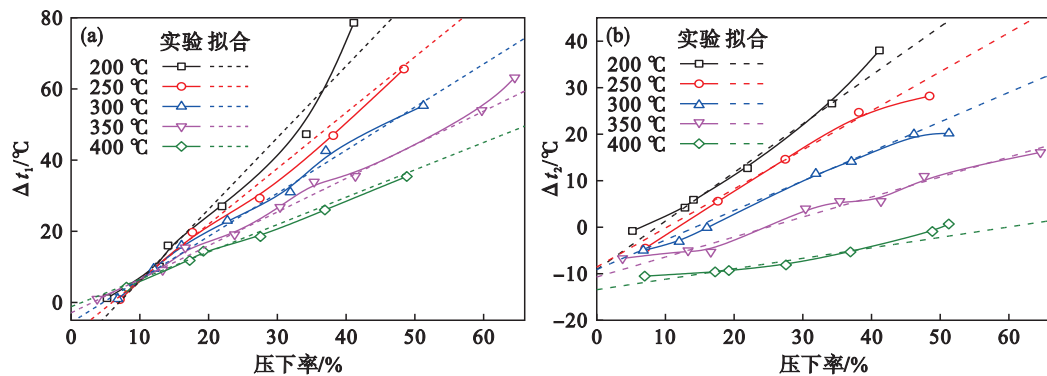


图 10 经验公式拟合曲线与实测值对比

Fig. 10 Comparison between calculated curves by empirical formula and measured values

(a)— Δt_1 ; (b)— Δt_2 .

图 11 所示为根据实验获得的 AZ31B 镁合金近等温轧制实测数据与通过近等温轧制经验公式获得的预测曲线.实测温度变化曲线由冷轧热轧实验获得,预测曲线通过式(4)获得的临界近等温轧制制度,轧制前和轧制后板材的平均温度差约为 $13\text{ }^\circ\text{C}$.从图中可以看出,轧制温度与轧制压下率之间近似呈线性关系,即实现近等温轧制的条件为轧制温度和轧制压下率需要同步增加或减小.这是由于随着轧制温度的升高,轧板与

外界环境之间的散热效应增强,需要更多的变形热来维持板材的近等温状态,因此需要更大的轧制压下率来产生更多变形热.此外,在轧制温度较高时,临界近等温轧制工艺窗口获得的轧制压下率预测值比实测值低,这是由于近等温轧制经验公式中未考虑轧板在空气中冷却的因素.在轧制过程中,轧制温度越高,空气冷却对板材的影响越显著,因此临界近等温轧制工艺窗口不能准确预测较高温度的轧制压下率.

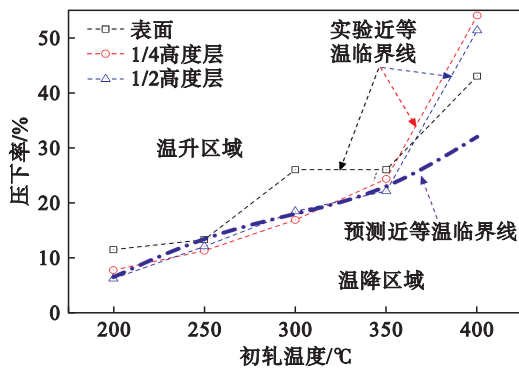


图 11 AZ31B 镁合金轧制板材的实测数据与预测曲线

Fig. 11 Measured data and predicted curves of AZ31B magnesium alloy sheets

3 结 论

1) 在轧制过程中,轧制压下率和轧制温度显著影响 AZ31B 镁合金的温度变化特征值.随着轧制压下率的增加,1/2 高度层瞬时温升 Δt_1 和轧后稳态温升 Δt_2 呈线性递增趋势,而表面层瞬时温降 Δt_3 表现为先增后减;随轧制温度升高, Δt_1 和 Δt_2 逐渐下降, Δt_3 则逐渐上升. Δt_1 和 Δt_2 的变化与轧制压下率呈线性关系,轧制温度升高时,该线性关系曲线斜率逐渐下降.

2) Δt_1 和 Δt_2 的变化随着轧制压下率的增加呈线性关系,随着轧制温度的升高, Δt_1 和 Δt_2 与轧制压下率之间线性关系曲线的斜率逐渐减小,其原因是轧制温度的升高,导致轧板流变应力逐渐减小,从而使曲线斜率减小.通过数据拟合建立了不同轧制压下率和温度下 AZ31B 镁合金近等温轧制状态经验公式,即 $2\Delta t_1 - \Delta t_2 = 0$. 经验公式计算曲线与实验实测值吻合良好,验证了公式的准确性,为预测不同工艺参数下的温升情况提供了有效手段.

3) 确定了 AZ31B 镁合金近等温轧制状态的评定判据,即板材在轧制后的表面最大温降近似等于轧制后板材 1/2 高度层最大温升的 2 倍.实现近等温轧制时,轧制温度和轧制压下率近似呈线性关系,需同步增加或减小,但由于未考虑轧板在空气中冷却的因素,在轧制温度较高时,预测曲线与实测值存在偏差.

参考文献:

- [1] Jiang Y C, Le Q C, Yin Z Y, et al. Physical field regulation of magnesium alloy wheel formed by backward extrusion process with multi-stage variable speed[J]. *Materials Today Sustainability*, 2024, 27: 100891.
- [2] Peng P, Yu D L, Guo X M, et al. Significantly improvement in formability and ductility of AZ31 Mg alloy by differential temperature rolling[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 26: 1293-1305.
- [3] Kustra P, Milenin A, Byrska-Wójcik D, et al. The process of ultra-fine wire drawing for magnesium alloy with the guaranteed restoration of ductility between passes[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 247: 234-242.
- [4] Zhou C, Le Q C, Wang T, et al. Effect of asymmetry on microstructure and mechanical behavior of as-rolled AZ31 magnesium alloy medium plates during coiling at warm temperatures [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 894: 146174.
- [5] Roodposhti P S, Sarkar A, Murty K L. Microstructural development of high temperature deformed AZ31 magnesium alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 626: 195-202.
- [6] Jeong H T, Ha T K. Texture development in a warm rolled AZ31 magnesium alloy[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 187: 559-561.
- [7] Zhu S Q, Yan H G, Chen J H, et al. Fabrication of Mg-Al-Zn-Mn alloy sheets with homogeneous fine-grained structures using high strain-rate rolling in a wide temperature range [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 559: 765-772.
- [8] Chen W Z, Yu Y, Wang X, et al. Optimization of rolling temperature for ZK61 alloy sheets via microstructure uniformity analysis[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 575: 136-143.
- [9] Chai S S, Zhang D F, Tang T, et al. Effect of partial rolling and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of AZ80 Mg joint [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 646: 66-74.
- [10] Zhang D F, Dai Q W, Fang L, et al. Prediction of edge cracks and plastic-damage analysis of Mg alloy sheet in rolling [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, 21(5): 1112-1117.
- [11] Ding Y P, Le Q C, Zhang Z Q, et al. Effect of vertical rolling at various temperatures on subsequent multi-pass severe rolling of AZ31B alloy sheet [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2013, 213(12): 2101-2108.
- [12] Kim S Y, Im Y T. Three-dimensional finite element analysis of non-isothermal shape rolling [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, 127(1): 57-63.
- [13] Martins A M, Leal C A, Campidelli A F, et al. Assessment of the temperature distribution in deep rolling of hardened AISI 4140 steel [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, 73: 686-694.
- [14] Sonboli A, Serajzadeh S. Prediction of thermal stresses and temperature field in work rolls during hot strip rolling process [J]. *Materials Science and Technology*, 2010, 26(3): 343-351.