

引用格式:葛昊,夏琪,陈明,等. 镁锰合金温轧织构演变与成形性能研究[J]. 有色设备,2025,39(4):58-68.

GE Hao, XIA Qi, CHEN Ming, et al. Research on texture evolution and forming performance of magnesium-manganese alloy during warm rolling[J]. Nonferrous Metallurgical Equipment,2025,39(4):58-68.

镁锰合金温轧织构演变与成形性能研究

葛昊,夏琪,陈明,孙薛纯一,庞立鑫,徐子枫,邓祥伟

(辽宁科技大学 机械工程与自动化学院,辽宁鞍山 114100)

[摘要] 分析镁锰合金薄板温轧过程织构演变与室温成形性能,对开发高性能的镁合金工业材料具有重要意义。本研究对采用同步轧制技术成型的镁锰合金再次进行大下压量异步温轧,从镁合金板材织构弱化的机理出发,通过轧制前后的晶体塑性理论,构建镁锰合金有限元本构模型;由拉伸,杯突及刚模胀形等试验来讨论轧制方法对于镁合金板材机械特性及成型特性的特定影响。经测定,各方向、各向异性在轧制前后板材无明显变化,但织构分布有明显变化,部分晶粒在ND方向上发生明显转动;初始薄板基面织构的极密度为29.49 mud,而轧后为15.57 mud,基面织构的极密度峰值降低,强度分布发散,薄板基织构变弱。异步温轧板材的抗拉强度最高为253.9 MPa,延伸率最大为10.9%;在室温的环境中,板材的变形幅度是相对较小的,杯突的最大值可达到2.7 mm。经过刚模胀形的试验操作,绘制了温轧板材的成形极限图(FLD),并采用有限元分析法模拟刚模胀形的试验,并将模拟数据与试验数据的FLD进行了比较,两者在成形极限上是高度一致的。异步温轧板材变形时,晶粒的转动和再结晶弱化织构,提高了板材成形性能,为开发高性能镁合金薄板甚至箔材提供可能。

[关键词] 镁锰合金;异步温轧;成形性;数值模拟;变形合金;高强;耐腐蚀

[中图分类号] TG172

[文献标志码] A

[文章编号] 1003-8884(2025)04-0058-11

DOI:10.19611/j.cnki.cn11-2919/tg.2025.04.007

0 引言

随着21世纪对环境友好的要求日益提高,镁复合材料开始取代传统的钢材与铝合金,成为第3种被广泛应用的重要新型金属建筑材料^[1-2]。变形镁合金相对于铸造所用的镁合金而言,在力学上表现出更优越的特点^[3]。轻质高强、耐腐蚀等特性优良的变形镁合金备受青睐,因此近几年大量引进了变形镁合金的生产,尤其是在汽车零部件的生产工艺上更是得到了广泛的应用^[4]。

随着技术的进步,Mg-Mn系稀土镁合金不仅表现出优异的室温力学特征,而且在抗腐蚀、高比强度、高比刚度、高比热成型、焊接性能等方面也表现出了优异的特点^[5]。目前,日本新结构材料技术研究团队实现了若干种难燃性镁合金的开发制备,轧

制条件易于实现量产,产品在平面弯曲疲劳试验中,母材疲劳强度和接合强度表现良好。我国镁合金材料工程技术研究中心突破并掌握了镁合金板材在线控温轧制及无边裂轧制等关键技术,研制出国内最宽的镁合金板材。尽管镁锰合金轧制技术取得了显著进展,但在实际生产和应用过程中仍面临诸多挑战^[6],例如塑性成形能力限制、组织性能不均匀性、边裂问题^[7-9]、工艺复杂等。

当前,传统的轧制和挤压方法所制得的镁锰合金薄板通常展现出明显的晶格畸变,诱使晶粒逐渐旋转,使晶粒C轴与板材法线方向平行(ND)时,基面在稳定位置滑移基面,形成强基面织构,而在常温条件下能够启动的独立滑移系数较少,这导致了其延展成型性能不佳,这限制了薄板的加工成形和广泛应用。因此,本文采用塑性加工工艺调控镁锰合

[收稿日期] 2025-01-20

[基金项目] 辽宁科技大学大学生创新创业训练计划项目资助(S202410146051);辽宁省教育厅重点项目资助(LJKZ0281)。

[第一作者] 葛昊(2002—),辽宁朝阳人,本科,主要研究方向为机械工程。

[通信作者] 陈明(1980—),辽宁辽阳人,副教授,博士,主要研究方向为先进塑性加工技术。

金薄板基面织构的主要研究思路为:①采用异步轧制工艺引入剪切变形,改变基面滑移或晶粒取向的稳定位置;②以温轧工艺生产的镁合金薄板为研究对象,利用有限元数值模拟和刚膜膨胀试验,探讨镁锰合金板材的成形特性。

表 1 镁锰合金的具体化学成分

Table 1 Specific chemical composition of magnesium-manganese alloy

合金元素	Mn	Ce	Fe	Cu	Si	Al	Zn	Ni	Mg
含量	1.83	0.76	0.045	0.003	0.006	0.02	0.018	0.002	余量

采用电感耦合等离子体发射光谱法(ICP-OES, Thermo Scientific iCAP 7400)测定主量元素 Mn、Ce 及微量金属元素(Al、Zn、Fe、Cu、Ni),配备轴向观测模式提高检测灵敏度。非金属元素 Si 采用辉光放电质谱法(GDMS, Nu Instruments ATTOM)分析,通过 NIST SRM 1265a 标准样品校准系统。

通常有 3 种方法确定成形极限图,分别为试验、理论计算和数值模拟。试验可以获得真实的成形极限图,但是工作量比较大,花费高,并不广泛使用,此外,试验可以评估材料的成形能力,检验理论计算或数值模拟得出的成形极限是否准确。理论计算是采用不同的屈服准则和塑性本构关系,以不同拉伸失稳准则为基础,对板材的颈缩与破裂的进行计算分析。本课题的数值模拟是利用 ABAQUS 有限元软件进行宏观分析,通过试验获得的 FLD 为材料属性模拟得出板材成形极限数据。根据刚膜胀形试验来

1 试验部分

1.1 试验材料与方法

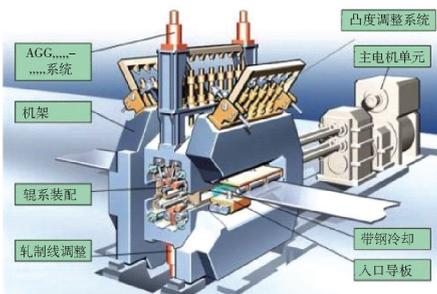
通过挤压工艺制备的稀土镁锰合金薄板,其主要化学成分见表 1。

建立模型,使用 ABAQUS 有限元软件建立镁合金薄板、凸模和凹模的仿真模型。

1.2 试验仪器

1) 六辊温轧机(图 1)。该机器由辽宁科技大学镁合金铸轧工程技术研究中心自主研发,工作辊的上辊和下辊直径设计分别为 60 和 80 mm,且其支撑辊的直径均为 150 mm,轧机轧身宽是 450 mm,并且上下轧辊的角速度均是 0.5 rad/s,主电机功率设定为 110 kW DC,最大可施加轧制力为 2 000 kN,温轧过程工作温度为 280 °C,升温方式为轧辊内循环油加热,整个升温过程约 2 h,全部轧制试验采用一道次工艺进行,以精确控制材料变形和性能。

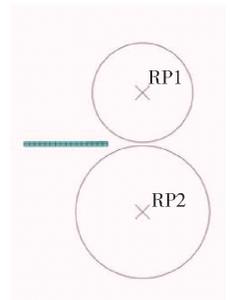
2) EBSD 设备。英国牛津仪器仪表(装备 Aztec EBSD 采集系统)。在 EBSD 测试中,样本必须先通过电解抛光,以确保其表面无任何应力,并避免出现任何氧化现象。



(a) 六辊温轧机



(b) 薄板生产线



(c) 异步轧制

图 1 镁合金薄板轧制

Fig. 1 Asynchronous rolling

3) 电子万能材料试验设备。型号为 AGIC-100KN,用于拉伸试验。在常温条件下进行,其拉伸的速度范围是 3 mm/min。根据国家标准 GB/T 228.1—2021,按照轧制的方向制作了拉伸试样,并

设定了 21 mm 的标距,尺寸如图 2 所示。

4) 杯突试验设备。型号 BCS-50AR,以 1 块由 90 mm × 90 mm 的镁锰合金制成的正方体为试样。为了确保试验数据的准确性,本次冲压试验进行了

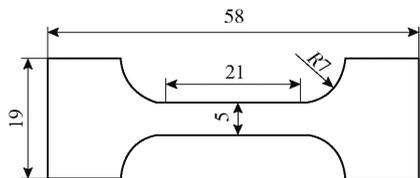


图2 拉伸试样

Fig. 2 Tensile specimen

3组重复试验,并计算了这3组试验结果的平均值。试验条件如下:压边力为10 kN,凸模冲压速度为5 mm/min,试验所用载荷传感器最大负荷为110 kN,位移传感器精度为0.001 mm。

根据国家标准 GB/T 15825.8—2008,确定了9种不同的试样尺寸,其变形宽度分别是20、40、60、80、100、120、140、160、180 mm,具体的尺寸可参考图3。使用万能材料试验机来测试其拉伸特性,用丙

酮清洁样品,并采用电化学腐蚀方法,清除掉油污及表面污渍,雕刻出直径2 mm的圆形网状结构。

1.3 有限元模型的建立

本试验创建包括板材、凸模、凹模和压边圈在内的刚模胀形的有限元分析模型。为了确保建立的有限元模型准确无误,进行了一系列的试验验证。凸模具有50 mm的半径,凹模的几何构造涵盖了内外直径,分别是55 mm和90 mm,并且凹模的圆角半径达到了4 mm。在设计过程中,凸模、凹模、压边圈被设计成离散的刚体结构,而板材的尺寸与试验中使用的材料保持一致,具体来说,板材的宽度为20、40、100、160 mm,选取壳体单元作为样本,其厚度达到1 mm,并且厚度的积分点为5。利用CALPHAD 计算相图方法,确定了镁锰合金的物性参数,见表2。有限元模拟的工艺参数见表3。

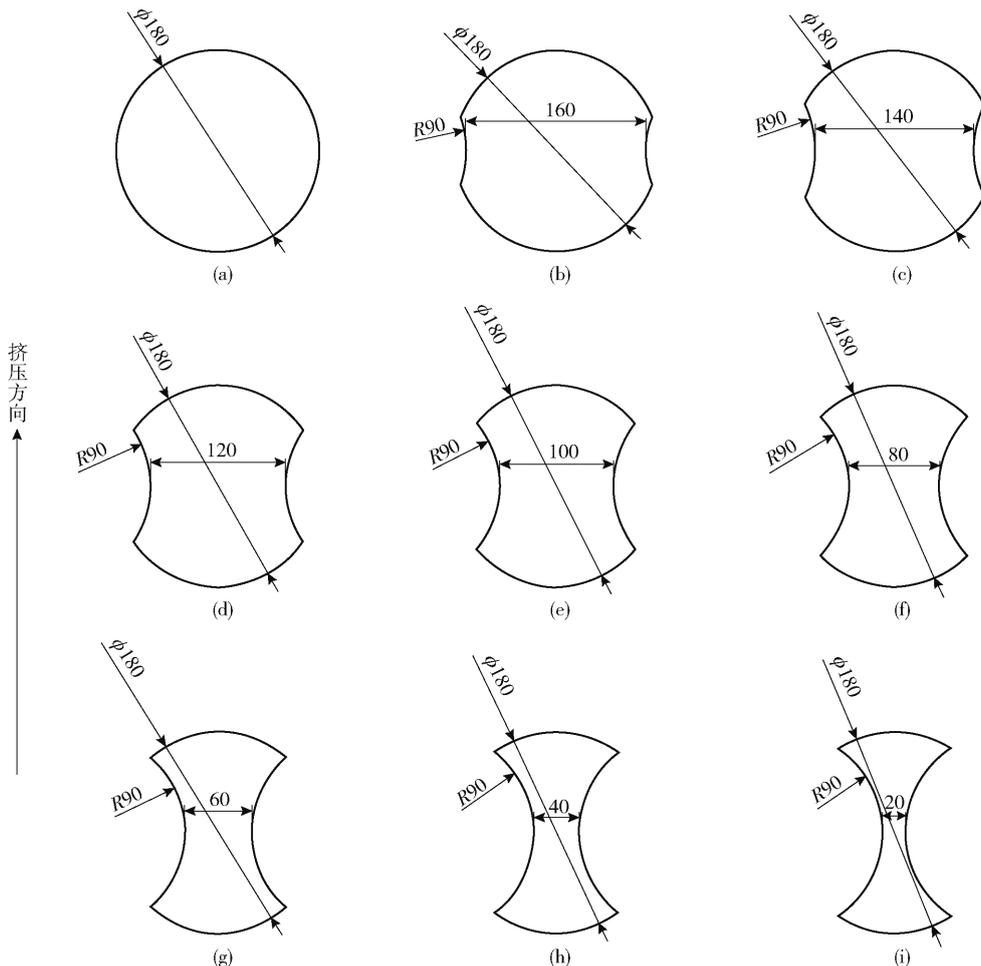


图3 不同变形区宽度的镁锰合金刚模胀形试样

Fig. 3 Swollen specimens of ME21 magnesium alloy die with different deformation zone widths

表 2 镁锰合金物性参数

Table 2 Physical property parameters of magnesium-manganese alloy

参数	密度/ ($\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$)	轧制 温度/K	轧辊轧件 导热系数/ ($\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$)	轧件与空气热 对流系数/ [$\text{kW}\cdot(\text{m}^2\cdot\text{C}^\circ)^{-1}$]	热辐 射率	弹性模数/ MPa	泊松比	比热/ [$\text{kJ}\cdot(\text{kg}\cdot\text{C}^\circ)^{-1}$]
取值	1 740	553	11	0.016	0.25	38 552	0.307	1.13×10^3

表 3 有限元模拟工艺参数

Table 3 Finite element simulation process parameters

参数	凸模摩擦系数	凹模、压边圈摩擦系数	凸模速度/($\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$)	压边力/kN	凸模行程/mm
取值	0.1	0.45	800	75	65

有限元分析的基础模型是双曲正弦函数,而 Arrhenines 关系是最常用的描述热变形行为的方法,涉及变形激活能量 Q 和温度 T ,这 2 种参数组合可有效预测物体的变形特性^[10]。在 280 °C 温度下,对稀土镁合金的热变形本构方程,采用回归分析法进行求解,见式(1)。

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中: A 为材料常数; α 为材料相关常数; n 为材料常数,与温度无关; R 为摩尔气体常数; Q 为激活能; σ 通常指应力。

激活能 Q 为 117.43 kJ/mol,应力指数 n 为 2.43, A 为 1.547×10^6 , α 为 0.0316 MPa^{-1} 。定义该有限元本构模型为式(2)。

$$\dot{\varepsilon} = 1.547 \times 10^6 [\sinh(0.0316\sigma)]^{2.43} \exp\left(-\frac{117.43}{RT}\right) \quad (2)$$

在不考虑应变对流变应力的作用下^[11],使用 Zener-Hollomon 常量来代替应变的传递,以此来描述离散的刚体结构,见式(3)。

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n = 1.547 \times 10^6 [\sinh(0.0316\sigma)]^{2.43} \quad (3)$$

为了确保上面推导的热变形本构方程具有高度的精确性,利用该方程对可能出现的峰值应力值在特定的变形条件下进行预测,并详细对比了预测结果和试验数据,如图 4 所示。在此基础上,对镁钢板材在不同的初始应变、温度和速度条件的热裂行为进行了深入研究。图中展示的试验数据与预期的数据高度吻合,进一步证实了模型具有很高的可靠性。

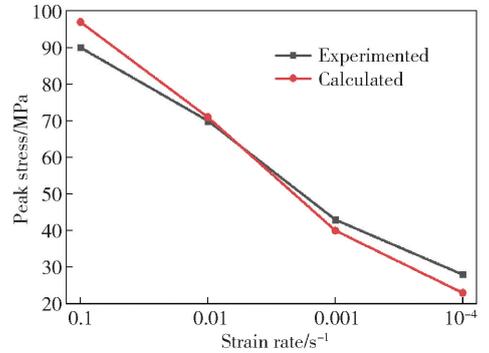


图 4 峰值应力的预测值与试验值的比较

Fig. 4 Comparison of theoretic and experimental peak stress

2 黏塑性自洽晶体塑性模拟理论

2.1 运动学方程

图 5 为晶体变形梯度张量的乘法分解示意图。与宏观塑性理论相似,晶体塑性理论将材料分为弹性变形与塑性变形两部分,在此采用由泰勒等最早提出的晶体均匀滑移模型的主体理论^[12],假设只在晶体滑移中产生单晶的非弹性变形^[13],晶体的总变形梯度 F 表示为式(4)。

$$F = F^* F^P \quad (4)$$

式中: F^* 为弹性变形梯度; F^P 为晶体在滑移方向上的塑性变形梯度。

通过弹性变形梯度 F^* ,将滑移系中的滑移方向向量和滑移面的法向向量变换成一个更加精确的形状,具体的转换见式(5)~(6)。

$$m^{*(\alpha)} = F^* m^{(\alpha)} \quad (5)$$

$$n^{*(\alpha)} = F^{*(-1)} n^{(\alpha)} \quad (6)$$

在滑移系的研究中,选择滑移方向向量和滑移

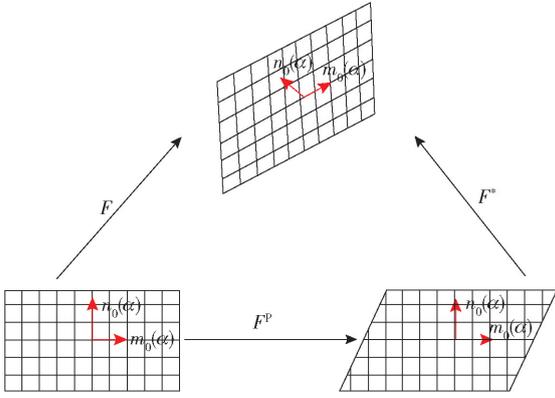


图 5 变形梯度张量的乘法分解

Fig. 5 Crystal deformation gradient diagram

面的法向向量并不是唯一确定的因素。当晶格发生畸变的情况下,这些晶格依然维持在正交的状态,一般不会以单位矢量的形式展现。目前,构形速度梯度张量 L 表示见式(7)。

$$L = \dot{F}F^{-1} = \dot{F}^*F^{*(-1)} + F^* \dot{F}^P F^{P-1} F^{*(-1)} = L^* + L^P \quad (7)$$

式中: L^* 为描述弹性变形中出现的速度梯度张量; L^P 为描述塑性变形时发生的速度梯度张量。

关于 F^P 的变化率关系,方程表示见式(8)。

$$\dot{F}^P F^{P-1} = \sum_{\alpha} (m^{\alpha} n^{\alpha T}) \dot{\gamma}^{\alpha} \quad (8)$$

式中: $\dot{\gamma}^{\alpha}$ 为第 α 个滑移系的滑移剪切率。

上式求和范围(8)描述的是全部启动的滑移系,其激活滑移系也会因晶体结构的不同而不同。对式(7)和式(8)进行整理得出式(9)~(10)。

$$L^* = \dot{F}^* F^{*(-1)} \quad (9)$$

$$L^P = \sum_{\alpha} m^{\alpha} n^{\alpha T} \dot{\gamma}^{\alpha} \quad (10)$$

公式(8)和公式(10)比较后可以看出,变形前的 $\dot{F}^P F^{P-1}$ 与畸变后的 L^P 不同。

对公式(10)进行推导,得出公式(11)。

$$L = D + \Omega \quad (11)$$

式中: D 为对称拉伸率矢量; Ω 为反对称旋转矢量。

D 和 Ω 均可拆分成张量和塑性部分在弹性部分中的分量,数学公式表示为式(12)~(13)。

$$D = D^* + D^P \quad (12)$$

$$\Omega = \Omega^* + \Omega^P \quad (13)$$

上述公式(12)和公式(13)满足以下条件,见式(14)~(15)。

$$D^* + \Omega^* = \dot{F}^* \dot{F}^{*-1} \quad (14)$$

$$D^P + \Omega^P = \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{\alpha} m^{\alpha} n^{\alpha T} \quad (15)$$

以上是关于晶体塑性变形运动学的基本公式,理论上能够阐述晶体塑性变形的工作原理。

2.2 本构方程

对晶体材料来说,晶体的本构关系是重要的属性之一。Hill R 等^[14]指出晶格弹性变形张量 D^* 与 Cauchy 应力 σ 的 Jaumann 速率 $\check{\sigma}^*$ 之间存在如下关系(式(16))。

$$\check{\sigma}^* + \sigma(I;D^*) = M;D^* \quad (16)$$

式中: I 为二阶单位张量; L 为弹性模量的完全对称张量; $\check{\sigma}^*$ 为晶格旋转轴上的共旋转应力速率。

公式(16)中 $\check{\sigma}^*$ 与共旋转应力速率 $\check{\sigma}$ 之间的关系方程,具体表示为式(17)。

$$\check{\sigma}^* = \check{\sigma} + (\Omega - \Omega^*)\sigma - \sigma(\Omega - \Omega^*) \quad (17)$$

式中: $\check{\sigma}$ 为材料旋转轴上的共旋转应力率,在初始构形状态时,具体方程表示为式(18)。

$$\check{\sigma} = \dot{\sigma} - \Omega\sigma + \sigma\Omega \quad (18)$$

1971年,Rice提出了一个与滑移共轭热动力学应力有关的概念,不仅提供了一个全新的视角,使工轭应力和应变度量领域基于有限变形,而且深入探讨了小变形理论中的正交性问题^[15]。Rice的理论阐述较以往的理论描述更为精确和细致,具体的方程表示见式(19)。

$$\tau^{(\alpha)} = n^{*(\alpha)} \frac{\rho_0}{\rho} \sigma m^{*(\alpha)} \quad (19)$$

式中: ρ_0 为初始状态的质量密度, g/cm^3 ; ρ 为当前状态的质量密度, g/cm^3 ; $\tau^{(\alpha)}$,即 τ_m^n ,指与晶格牵连的坐标系上的基尔霍夫应力中的混合剪切分量 τ 。

施密特应力的变化率表示为式(20)。

$$\dot{\tau}^{(\alpha)} = n^{*(\alpha)} [\check{\sigma}^* + \sigma(I;D^*) - D^* \sigma + \sigma D^*] m^{*(\alpha)} \quad (20)$$

2.3 晶体材料硬化模型

率相关应变硬化模型有2种重要的硬化法则,第1种法则由 Peirce 等在1983年提出,其理论依据为率相关黏塑性极限,可以在黏塑性的框架下编写这种硬化法则的本构方程^[16],并将其应用于材料特性中。

本文以 Schmid 准则,晶体在滑移系 α 上发生滑移时,产生的滑移率 $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ 与其对应的分剪切应力,一般可以定义为式(21)。

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{a}^{(\alpha)} f^{(\alpha)} [\tau^{(\alpha)} / g^{(\alpha)}] \quad (21)$$

式中: $\dot{a}^{(\alpha)}$ 为滑移系 α 上的参考应变率; $f^{(\alpha)}$ 为依赖于应力关系应变率的通用函数关系; $\tau^{(\alpha)}$ 为与滑移率相对应的分切剪应力; $g^{(\alpha)}$ 为滑移系 α 强度的变量。

Hutchinson^[17] 提出应用幂可以用来表示多晶蠕变, 方程表示为式(22)。

$$f^{(\alpha)}(x) = x |x|^{n-1} \quad (22)$$

式中: n 为速率敏感指数, 当 n 较大且趋于无穷时, 上述方程可表征速率无关材料。

通过增量关系用强度 $g^{(\alpha)}$ 的演化来描述应变强化, 方程见式(23)。

$$\dot{g}^{(\alpha)} = \sum_{\beta} h_{\alpha\beta} |\dot{\gamma}^{(\beta)}| \quad (23)$$

式中: $h_{\alpha\beta}$ 为在全部激活滑移系上求和的滑移硬化模量。

本文采用 Asaro 模型, 此模型使用幂函数描述自硬化模量 $h_{\alpha\alpha}$, 具体方程见式(24)。

$$h_{\alpha\alpha} = (h) = h_0 \operatorname{sech}^2 \left| \frac{h_0 \gamma}{\tau_s - \tau_0} \right| \quad (\text{no sum on } \alpha) \quad (24)$$

式中: h_0 为初始硬化模量; γ 为全部滑移系上的泰勒积累的剪切应变; τ_s 为阶段应力, MPa; τ_0 为与当前强度初始值相同的屈服应力, MPa; no sum on α 表示不对 α 求和。其中 γ 表示为式(25)。

$$\gamma = \sum_{\alpha} \int_0^t |\dot{\gamma}^{(\alpha)}| dt \quad (25)$$

潜硬化模量 $h_{\alpha\beta}$ 表示为式(26)。

$$h_{\alpha\beta} = qh(\gamma) \quad (\alpha \neq \beta) \quad (26)$$

式中: q 为常量。

Bassani 和 Wu 在 1991 年首次提出了第 2 种硬化法则, 这是一个创新的硬化系数公式。以全部滑移系上剪切应变 $\gamma^{(\alpha)}$ 为基础, 硬化法则表达式见式(27)~(28)。

$$h_{\alpha\alpha} = \left\{ (h_0 - h_s) \operatorname{sech}^2 \left[\frac{h_0 - h_s}{\tau_s - \tau_0} + h_s \right] \right\} \cdot G(\gamma^{(\beta)}; \beta \neq \alpha) \quad (\text{no sum on } \alpha) \quad (27)$$

$$h_{\alpha\beta} = qh_{\alpha\alpha}(\beta \neq \alpha) \quad (28)$$

式中: h_s 为阶段易滑移过程中的硬化模量。

公式(27)中的函数 G 与交互式硬化有关, 方程表示为式(29)。

$$G(\gamma^{(\beta)}; \beta \neq \alpha) = 1 + \sum_{\beta \neq \alpha} f_{\alpha\beta} \tanh(\gamma^{(\beta)}/\gamma_0) \quad (29)$$

式中: $f_{\alpha\beta}$ 为特定滑移作用的强度值; γ_0 为滑移系间

相互作用达到峰值强度后的滑移量, nm。

3 结果与分析

3.1 镁锰合金薄板的织构性能

图 6 为初始薄板和轧制后板材的试验极图。(0001) 织构在靠近中心时最大, 因此基面织构是镁合金最主要的织构。当大量基面织构(0001) 的晶粒靠近 C 轴中心时, 各向异性较强, 基面织构较强烈, 轧制后的板材(0001) 织构相较于初始板材离中心的距离变化不大, 各向异性无显著变化^[18]。当板材变形量达到 20% 时, 织构分布有明显的变化, 反映了晶体取向分布的重新配置。经过轧制, 原本的薄板基面织构极密度从 29.49 mud 降低至 15.57 mud, 这表明晶粒结构发生了较大的变化, 极密度峰值显著下降, 强度分布也明显发散, 而薄板织构的脆弱程度也越来越高。当轧制过程中, 由于上下轧辊的线速度不同, 导致他们的运动方向发生了改变, 从而形成“搓轧区”, 这一区域内的晶粒会受到剪切力的作用, 使晶粒的排列变得不规则, 从而降低了基面结构的强度。在大道次压下量(20%) 下对镁锰合金薄板进行轧制, 主要是通过板材晶粒取向的变化和再结晶的产生来弱化织构, 从而达到改善其成形性能的目的^[19]。

轧制后试验极图与模拟极图之间的误差较大, 由于本构模型固有局限性、多场耦合效应缺失、微观组织演化的非理想型等因素, 进而影响试验结果。

通过 EBSD 技术显示镁合金薄板的方向性差异分布结果, 如图 7 所示。观察轧制前后板材样品取向差分布, 可以清楚地看到, 样品的峰值取向差角均在大角度晶界范围(30°) 时出现。进一步对比表 4 中基体的取向角度差可得, 轧制前后板材孪晶含量总体无明显变化, 初始薄板为 0.115, 轧制后板材为 0.12。异步温轧使得板材的压缩孪晶含量增加, 然而二次孪晶含量由 0.102 降为 0.071, 总体含量降低^[20]。在异步温轧过程中会再结晶, 晶粒取向发生变化, 从而产生新的形核, 这些形核具有很大的随机性, 使得轧制后的基面结构受到弱化^[21]。

3.2 镁锰合金薄板的成形性能

表 5 为薄板沿 RD 方向的拉伸性能指标, 可知该板材的初始屈服强度为 162.5 MPa, 抗拉强度为 239.5 MPa, 延伸率为 11.4%; 经过异步温轧板材的屈服强度为 194.3 MPa, 抗拉强度为 253.9 MPa, 延

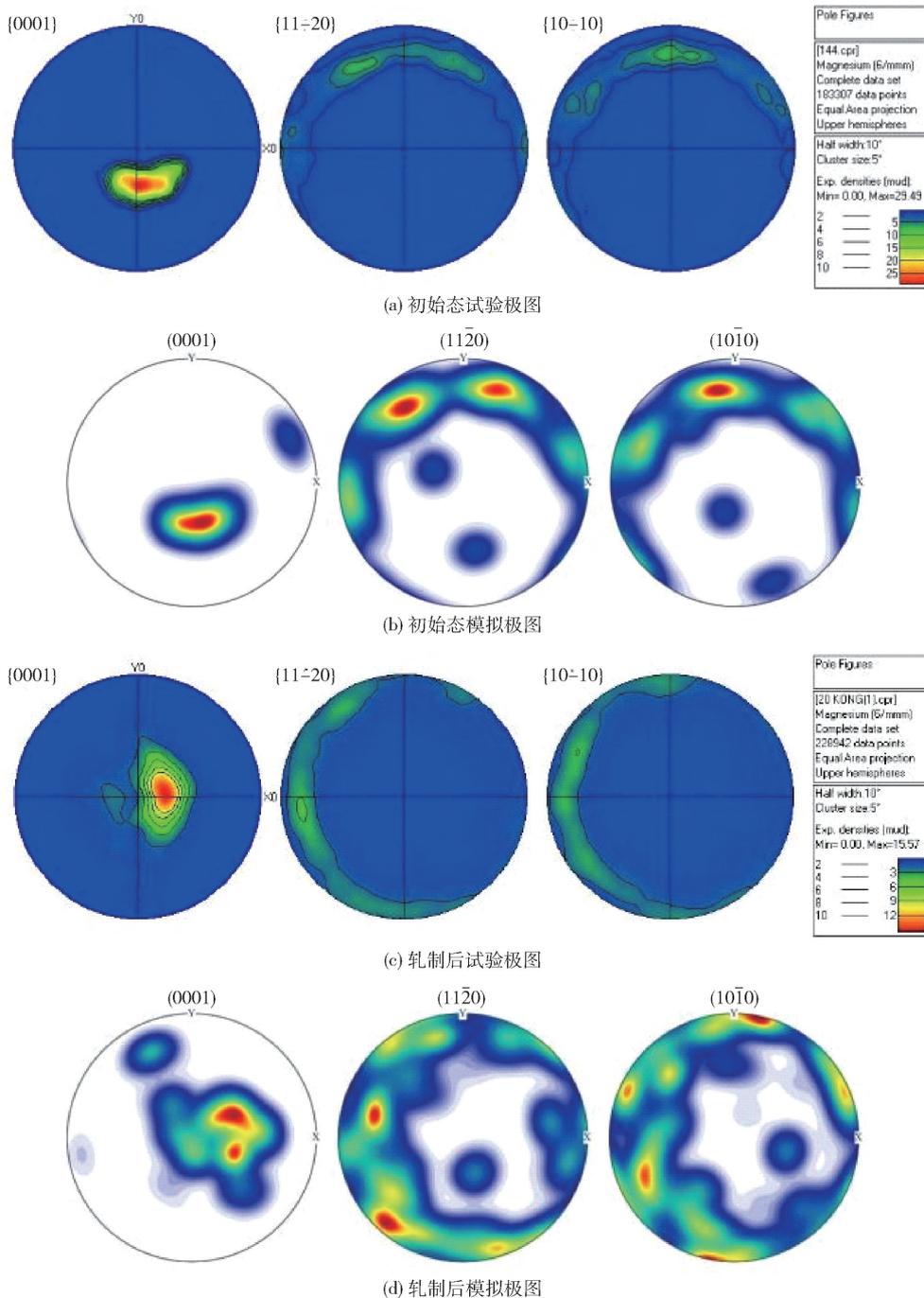


图 6 镁锰合金薄板的模拟与试验极图

Fig. 6 Simulation and experimental pole diagram of magnesium-manganese alloy sheet

伸率为 10.9% ;轧后板材强度有所提升,延伸率差异较小。

在室温环境中,板材的形变范围相对较小,其杯突值接近 3 次试验的结果,分别是 2.62 mm、2.77 mm 和 2.71 mm,3 次测量得到的平均值是 2.70 mm。这种现象主要是由于镁元素具有紧密的六方排列特

性,在室温环境下可移动的滑移系数较低,同时合金板材的基面织构表现出较高的密度,进一步表明板材在常温使用时,弹塑性较差^[23]。

镁锰合金薄板轧制后强度提升的现象是多种晶粒结构演变机制协同作用的结果,这些微观组织变化通过不同途径阻碍位错运动,从而提高材料抵抗

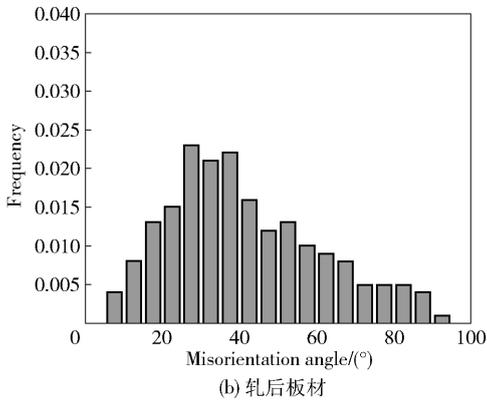
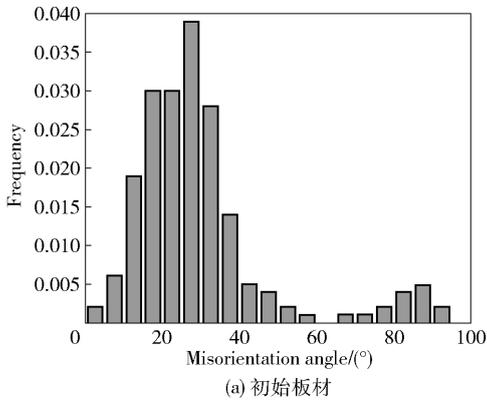


图7 轧制前后取向差角分布

Fig. 7 Distribution of orientation difference before and after rolling

表4 典型孪晶类型以及其与基体的取向角度差/旋转轴^[22]Table 4 Typical twin type and its orientation Angle difference with matrix/rotation axis^[22]

孪晶类型	孪晶平面	取向差角度/(°)
拉伸孪晶	$\{10 - \bar{1}2\}$	86.3 ± 5
压缩孪晶	$\{10 - \bar{1}1\}$	56.7 ± 5
	$\{10 - \bar{1}3\}$	64.0 ± 5
二次孪晶	$\{10 - \bar{1}1\} - \{10 - \bar{1}2\}$	37.6 ± 5
	$\{10 - \bar{1}2\} - \{10 - \bar{1}3\}$	22.0 ± 5

表5 镁锰合金板材拉伸性能

Table 5 Tensile properties of magnesium-manganese alloy sheet metal

试样	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	延伸率/%
初始板材	162.5	239.5	11.4
轧后板材	194.3	253.9	10.9

塑性变形的能力。

试验过程中发现,镁锰合金在室温下塑性较差,试验开始时宽度为 20 mm 和 40 mm 的板材被压边圈压断,未能得出结果。利用剩余试样进行试验,刚模胀形结果如图 8 所示。



图8 刚模胀形试验试样

Fig. 8 Rigid die bulging test specimen

从图 8(b)可以观察到,试验的板材破裂处与模拟板材的最大应力处是一致的,在模拟结束后,找出变形应力最大的单元,其 2 个面内应变就是该路径下的极限数据,室温下不同应变路径下的模拟极限应变数据见表 6^[24-25]。

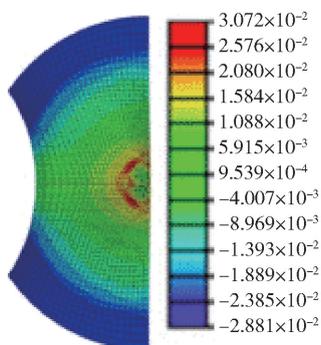
表6 数值模拟的极限应变

Table 6 Ultimate strain of numerical simulation

试样变形区宽度/mm	主应变	次应变
60	0.073 5	0.058 6
80	0.039 1	0.032 5
100	0.018 5	0.009 1
120	0.013 7	-0.008 9
140	0.056 4	-0.039 5
160	0.087 8	-0.058 4
180	0.132 3	-0.073 1

图 9 展示了 140 mm 宽度板材的应变云图,这是通过有限元模拟得出的,图中的颜色标尺显示了板材在即将破裂时的主要应变,主应变值在 0 ~ 0.056,而且最大的应变出现在距离分布圆圆心一定距离的位置,裂纹的位置与模拟云图的最大应变位置非常接近。

在室温环境下,进行了 FLD 的数值模拟,并将其转化为可观察的数据(图 10)。从图 10 看出, -1.127 为 FLD 的左侧斜率,并且与 -1 非常接近,



(a) 有限元模拟的主应变云图



(b) 试验胀形图

图 9 宽度为 140 mm 的板材成形模拟与试验对比图
Fig. 9 Comparison of sheet metal forming simulation and experiment with a width of 140 mm

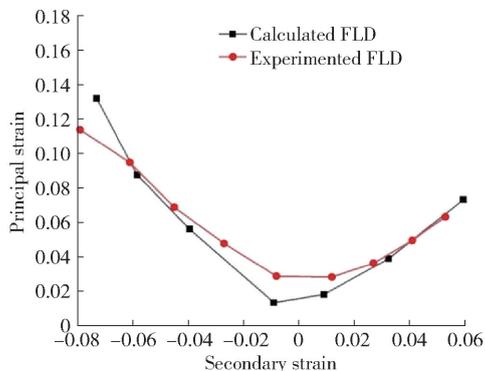


图 10 FLD 曲线
Fig. 10 FLD curves

这些与文献中的结论相吻合,这是因为曲线的位置相对较高,表明板材具有很好的成型性能^[26]。

4 结论

1) 基面织构是镁合金最主要的织构,轧后板材的基面织构(0001)相较于初始板材离中心的距离没有太大变化,各向异性无显著变化,但织构分布变

化明显,部分晶粒绕 ND 方向发生了大幅度的转动;初始薄板基面织构的极密度为 29.49 mud,而轧后为 15.57 mud,基面织构的极密度峰值降低,强度分布发散,薄板的基面织构变弱。

2) 镁合金的起始屈服强度高达 162.5 MPa,抗拉强度为 239.5 MPa,其延伸率为 11.4%;经过异步温轧处理的板材展现 194.3 MPa 的屈服强度、253.9 MPa 的抗拉强度以及 10.9% 的延伸率。轧制过程结束后,板材的机械强度有所提升,但其延伸率的变化则相对较小。在常温环境中,板材的形变范围相对较小,尤其是杯突部分,其最大变形达到了 2.7 mm。

3) 通过比较镁合金板材在室温条件下的试验数据和数值模拟的 FLD 数据,成形的极限基本一致。

[参考文献]

[1] 陈明,孙贺,赵红阳,等. ME21 稀土镁合金薄板微观组织的多尺度研究[J]. 中国科学:技术科学,2022,52(10): 1571-1581.

[2] 朱新亚,何建丽,向雨欣,等. 变形镁合金研究的进展[J]. 热处理,2023,38(4):8-15.

[3] Li Y B, Ma Y W, Lou M, et al. Prediction of forming limit in DP590 steel sheet forming: An extended fracture criterion. [J], 2016, 52(24): 1-23.

[4] Mishra R K, Brahme A, Sabat R K, et al. Twinning and texture randomization in Mg and Mg-Ce alloys[J]. International Journal of Plasticity, 2019, 117: 157-172.

[5] 彭建,韩鞞,彭毅,等. 基于热扭转试验的 ME21 镁合金热变形行为研究[J]. 稀有金属,2014,38(3):341-347.

[6] 苗丰. 铝镁锰合金板屋面系统保温与防水施工技术[J]. 建材发展导向,2024,22(13):7-9.

[7] 卢慧扬,林金保,刘惠民,等. 镁合金轧制边裂损伤模型的研究进展[J]. 材料导报,2024,38(24):235-242.

[8] 李波,杜勇,邱联昌,等. 浅谈集成计算材料工程和材料基因工程:思想及实践[J]. 中国材料进展,2018,37(7):264-283.

[9] Zhou X L, Wan B Z. Texture and twin evolution of room-temperature deformation process of AZ 31 magnesium alloy based on crystal plastic finite element [J]. Forging technology, 2024,49(1): 228-235.

[10] 王昊. 一种基于集中质量模型的空间桩基基础结构设计方法[J]. 四川水泥,2023(2):74-76.

[11] Takuda H, Morishita T, Kinoshita T, et al. Modeling of formula for flow stress of a magnesium alloy AZ31 sheet at elevated temperatures [J]. Journal of Materials Process-

- ing Technology, 2005, 164/165: 1258 – 1262.
- [12] 陈浩飞, 刘志奇, 陈东良, 等. 多晶铜表面织构冷压成形晶体塑性有限元分析[J]. 塑性工程学报, 2022, 29(6): 182 – 192.
- [13] Asaro J R. Crystal plasticity [J]. Journal of Applied Mechanics, 1984, 50 (4b): 921 – 934.
- [14] Hill R. The essential structure of constitutive laws for metal composites and polycrystals [J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1967, 15(2): 79 – 95.
- [15] Rice J R. Inelastic constitutive relations for solids; an internal-variable theory and its application to metal plasticity [J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1971, 19(6): 433 – 455.
- [16] Pierce D, Asaro R, Needleman A. An analysis of non-uniform and localized deformation in ductile single crystals [J]. Journal of Applied Mechanics, 1982, 30(6): 1087 – 1119.
- [17] Hutchinson J W. Bounds and self-consistent estimates for creep of polycrystalline materials [J]. Proceedings of the Royal Society of London. A. Material Science, Physics, 1976, 348(1652): 101 – 127.
- [18] Lan Y T, Zhong X C, Quan G F, 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.
- [19] 金属材料 薄板和薄带 埃里克森杯突试验: GB/T 4156—2020[S].
- [20] Chin G Y, Hosford W F, Mendorf D R. Accommodation of constrained deformation in fcc metals by slip and twinning [J]. Proceedings of the Royal Society of London. A. Mathematical and Physical Sciences, 1969, 309(1499): 433 – 456.
- [21] Zheng H L, Yang H, Li H W. Finite element analysis of crystal plasticity under compressive deformation of pure titanium [J]. Journal of Plastic Engineering, 2013, 20(1): 95 – 99.
- [22] Chen Z H, Xia W J, Cheng Y Q, et al. Texture and anisotropy in magnesium alloys [J]. Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(1): 1 – 11.
- [23] 金属材料拉伸试验第 1 部分: 室温试验方法: GB/T 228.1—2021[S].
- [24] 张小龙. AZ31 镁合金板材热态下成形极限图的理论预测与数值模拟[D]. 太原: 太原理工大学, 2013.
- [25] 金属薄板成形性能与试验方法 第 8 部分: 成形极限图 (FLD) 测定指南: GB/T 15825.8—2008[S].
- [26] Takuda H, Enami T, Kubota K, et al. The formability of a thin sheet of Mg–8.5Li–1Zn alloy [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2000, 101: 281 – 286.

Research on texture evolution and forming performance of magnesium-manganese alloy during warm rolling

GE Hao, XIA Qi, CHEN Ming, SUN Xuechunyi, PANG Lixin, XU Zifeng, DENG Xiangwei
(University of Science and Technology Liaoning, School of Mechanical Engineering and Automation, Anshan 114100, China)

Abstract: Analyzing the texture evolution and room-temperature formability of magnesium-manganese alloy thin sheets during warm rolling is of great significance for the development of high-performance magnesium alloy industrial materials. In this study, magnesium-manganese alloy sheets formed by synchronous rolling technology were subjected to large reduction asynchronous warm rolling. Starting from the mechanism of texture weakening in magnesium alloys, a finite element constitutive model of magnesium-manganese alloy was constructed based on the crystal plasticity theory before and after rolling. The tensile, cupping, and rigid die bulging tests were conducted to discuss the specific effects of the above rolling methods on the mechanical and formability properties of magnesium alloy sheets. It was found that there were no significant changes in the texture anisotropy in all directions before and after rolling, but the texture distribution changed significantly, and some grains rotated obviously in the ND direction. The pole density of the basal texture of the initial thin sheet was 29.49 mud, while that after rolling was 15.57 mud. The peak value of the pole density of the basal texture decreased, and the

intensity distribution became more dispersed, indicating that the basal texture of the sheet weakened. The tensile strength of the asynchronous warm rolled sheet was up to 253.9 MPa, and the maximum elongation was 10.9%. In a room-temperature environment, the deformation amplitude of the sheet was relatively small, and the maximum cupping depth could reach 2.7 mm. The forming limit diagram (FLD) of the warm rolled sheet was drawn through the rigid die bulging experiment. The rigid die bulging experiment was simulated by the finite element analysis method, and the simulation data were compared with the numerical simulation FLD. The results showed that the two were highly consistent in the forming limit. Asynchronous warm rolling weakens the texture by the rotation and recrystallization of grains during sheet deformation, thereby improving the formability of the sheet, providing a possibility for the development of high-performance magnesium alloy thin sheets and even foils.

Keywords: magnesium-manganese alloy; asynchronous warm rolling; formability; numerical simulation; deformed alloy; high strength; corrosion resistance ▲

(上接第 40 页)

Research on material selection strategies for industrial hydrogen pipelines

ZHANG Yan¹, XIAO Jie²

(1. SINOPEC Shanghai Engineering Co., Ltd., Shanghai 200127, China;

2. School of Metallurgical and Energy Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

Abstract: Industrial hydrogen pipelines serve a crucial function in the hydrogen energy supply chain, while hydrogen-induced material failures present substantial safety concerns. The study conducts a systematic analysis of hydrogen-induced damage mechanisms in pipeline materials, with particular emphasis on elucidating the microscopic processes and influencing factors of both hydrogen embrittlement (low-temperature hydrogen damage) and hydrogen corrosion (high-temperature chemical reactions). Through comparative evaluation of domestic and international standards, hydrogen compatibility differences among common materials including carbon steel and austenitic stainless steel are assessed. The analysis demonstrates that low-carbon steel is appropriate for medium- and low-pressure applications, whereas austenitic stainless steel represents the optimal solution for high-pressure and high-purity hydrogen environments. By incorporating engineering case studies from fossil fuel-based hydrogen production, industrial by-product hydrogen, and renewable energy-based hydrogen production systems, comprehensive material selection strategies and protective measures are developed. The research findings establish a theoretical framework for standardized design and safe operation of hydrogen pipeline materials, while providing valuable insights for improving the lightweight characteristics and reliability of hydrogen infrastructure.

Keywords: industrial hydrogen pipelines; material application; hydrogen embrittlement; hydrogen corrosion; material selection; low-carbon steel; austenitic stainless steel ▲