中国科学: 技术科学 2022 年 第 52 卷 第 10 期: 1571 ~ 1581
SCIENTIA SINICA Technologica techcn.scichina.com
《中国科学》杂志社 SCIENCE CHINA PRESS

论 文

ME21稀土镁合金薄板微观组织的多尺度研究

陈明[1,3], 孙贺[1], 赵红阳[2*], 程明[3], 王瑞雪[3], 胡小东[2], 刘庆杰[1], 巨东英[4]

1. 辽宁科技大学机械工程与自动化学院, 鞍山 114051;
2. 辽宁科技大学材料与冶金学院, 鞍山 114051;
3. 中国科学院金属研究所师昌绪先进材料创新中心, 沈阳 110016;
4. 埼玉工业大学先端科学研究所, 埼玉 3690293, 日本
* E-mail: zhy@ustl.edu.cn

收稿日期: 2021-05-10; 接受日期: 2021-07-05; 网络版发表日期: 2021-08-23
国家自然科学基金青年基金(批准号: 51305188)、辽宁省教育厅资助项目(编号: 2021LNZD06)和辽宁省重点实验室开放课题(编号: USTLGCZX202005)资助项目

摘要 为了获得细化的晶粒和弱化的基面织构, 开发高性能镁合金薄板, 利用多尺度计算模型对镁合金微观变形机制进行研究是非常必要的. 本文采用有限元法对异步温轧工艺过程进行了数值计算, 获得了等效塑性应变及应变速率结果, 将此结果作为初始边界条件导入到微观黏塑性自洽模型VPSC(visco-plastic self-consistent)中, 实现了宏微观多尺度的耦合计算. 进一步利用电子背散射衍射EBSD(electron backscatter diffraction)技术对变形后样品的微观组织及织构进行表征, 并采用VPSC模型确定了在温轧变形条件下的各滑移系及孪晶的相对开启量. 结果表明, 随着压下量的增加, 并未发生基面织构强化, 异步温轧工艺方式为开发稀土镁合金薄板甚至箔材提供了可能. 不同的冷却方式下, 水冷板材较空冷板材晶粒细化效果更加明显, 综合力学性能更好.

关键词 稀土镁合金, 多尺度模型, 异步温轧, 微观组织, 力学性能

1 引言

自具有全球竞争力的材料基因组计划[1]正式实施以来, 掌握材料微观组织演变机理, 改变材料基因组, 进而获得高性能材料, 已被广泛关注. 本文通过耦合宏观有限单元法FEM(finite element method)和微观黏塑性自洽模型VPSC(visco-plastic self consistent)建立ME21稀土镁合金薄板轧制多尺度计算模型, 阐明ME21稀土镁合金薄板微观组织演变机制.

先进轻量化材料与技术是《中国制造2025》的重要核心技术, 实现碳达峰是先进轻量化材料科技的最新目标[2]. 镁合金是全球重要的绿色环保轻量化材料, 已在新能源汽车领域广泛应用, 研究表明, 汽车每减重100 kg, 百公里油耗可降低约0.4 L, CO_2排放量可减少约1 kg. Mg-Mn系稀土镁合金是近年来开发的应用于汽车部件的一类新型变形镁合金[3], 焊接性能及抗腐蚀性能良好, 含Ce的稀土相高温稳定性强, 合金耐高温性能及综合力学性能大幅度提高[4]. 由于材料的变形性能是由其微观组织结构决定的[5], 镁合金室温下可以开动的滑移系有限, 导致室温下塑性变形能力

引用格式: 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. 中国科学: 技术科学, 2022, 52: 1571–1581
Chen M, Sun H, Zhao H Y, et al. Multi-scale study on microstructure of ME21 rare-earth magnesium alloy sheet (in Chinese). Sci Sin Tech, 2022, 52: 1571–1581, doi: 10.1360/SST-2021-0196

© 2021 《中国科学》杂志社

较弱，本文采用宏微观结合的方法对塑性变形过程进行数值模拟, 并采用EBSD (electron backscatter diffraction)技术对薄板不同冷却条件下的微观组织进行实验验证, 获得了不同工艺参数对变形机制的影响规律, 提高了镁合金薄板的塑性变形能力. Lebensohn等人[6]首次将黏塑性自洽模型VPSC应用到锆合金多晶塑性变形和织构演变，Beyerlein和Tomé[7]在此基础上对该模型进行了更进一步的拓展研究. VPSC模型作为一种与应变率相关的多晶体塑性模型[8]，计算结果的准确性与输入的边界条件直接相关. 考虑板材轧制沿TD方向变形量较小，选择二维有限元法对薄板轧制过程进行宏观数值模拟[9]，借此获得较为精确的等效塑性应变及相应的应变速率分量. 将计算得到的结果作为初始边界条件耦合到VPSC模型中, 建立了FEM-VPSC多尺度计算模型. 通过调节不同Voce硬化参数, 分析各参数的变化对模拟结果的影响，进而得到最佳的硬化拟合参数. 通过对织构极图结果及各滑移系相对激活值的分析，并对比实验结果，得到异步温轧过程ME21稀土镁合金薄板变形织构的演变机制.

2 实验与模拟

2.1 实验材料与设备

实验材料为ME21稀土镁合金薄板, 板材主要化学成分如表A1[10]，原始板材厚度为1.4 mm，轧制压下量分别为20%, 40%, 轧制实验采用辽宁科技大学镁合金铸轧工程技术研究中心自主研发的六辊温轧机[11]，如图1所示，采取异步轧制工艺，工作辊上辊下辊直径分别为60，80 mm，支撑辊直径为150 mm，辊身宽450 mm，主电机功率为110 kW，最大轧制力为2000 kN，工作辊转速为1 rad s^{-1}，升温方式为轧辊内循环油加热，温轧温度为280°C，升温时间约为2 h，轧制实验均为一道次，轧制后板材分别进行空冷和水冷的冷却处理.

对初始板材、轧制后水冷空冷处理板材分别进行切割、取样、研磨、机械抛光、电解抛光，试样制备后采用英国牛津仪器(装备Aztec EBSD信号采集系统)进行EBSD表征分析.

2.2 模拟方法与计算流程

2.2.1 有限元模型的建立

采用有限元法对ME21稀土镁合金进行异步轧制模拟, 选取上下轧辊直径分别为60和80 mm, 设置温度为280°C, 薄板厚度1.4 mm, 工作辊转速为1 rad s^{-1}. 采用计算相图方法CALPHAD确定材料热物性参数，设置有限元模拟参数[12]，见表A2，建立二维有限元模型. 考虑到镁合金在热加工过程中应变速率和温度对流变应力的影响，应用最广的是采用Arrheniues[13]关系(包含变形激活能Q和温度T)来描述热变形行为的双曲正弦本构模型. 模型公式如下:

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

式中A，α，n为与温度无关的常数，R为摩尔气体常数，参考彭建等人[14]利用回归方法确定的280°C温度下ME21稀土镁合金热变形本构方程, 定义参数变形激活能Q为117.43 kJ mol^{-1}，应力指数n为2.43，A为1.547×10^6, α为0.0316 MPa^{-1}.

采用温度补偿的应变速率因子Zener-Hollomon常数表征本构模型, 忽略应变对流变应力的影响, 定义有限元本构模型为

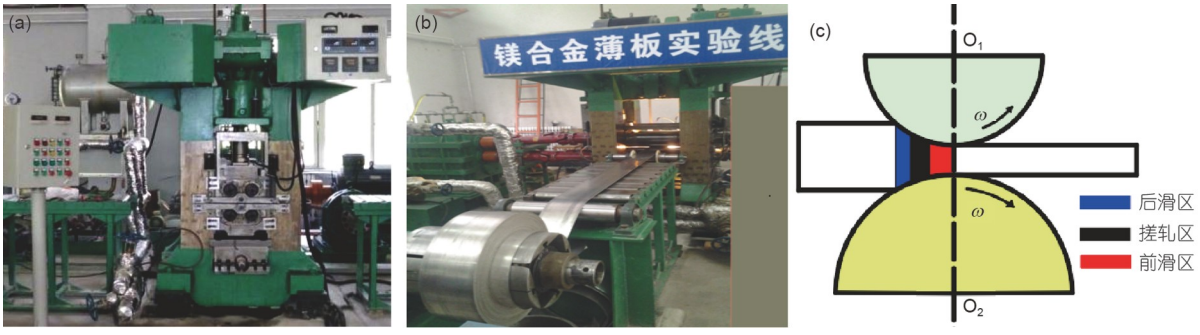


图 1 (网络版彩图)镁合金薄板轧制. (a) 六辊温轧机; (b) 薄板生产线; (c) 轧制变形区

Figure 1 (Color online) Rolling of magnesium alloy sheet. (a) Six-high warm mill; (b) sheet production line; (c) rolling deformation area.

$$Z=\dot{\varepsilon}\exp\left(\frac{Q}{RT}\right)=1.547\times10^{6}[\sinh(0.0316\sigma)]^{2.43}. \tag{2}$$

为验证上述推导出的热变形本构方程的准确性, 根据公式计算出变形条件下的峰值应力, 并与实验数据进行比对, 如图2所示. 图中预测值与实验值十分接近, 说明此本构模型具有较高的可信度, 相关参数设置较为合理.

2.2.2　多尺度计算模型的建立

VPSC模型在各向异性材料上有很好的表现, 能够模拟密排六方材料在外界应变和应力作用下的塑性变形过程. 该模型除了提供宏观应力应变响应外, 很好地预测了镁合金塑性变形过程中的织构演变. 该模型的理论是将多晶体内部的晶粒考虑为椭球形等效夹杂物, 同时考虑多晶体内部晶粒之间的相互作用, 因此采用应变率相关的连续本构模型:

$$\varepsilon_{ij}=\sum_s m_{ij}^s\dot{\gamma}^s=\dot{\gamma}_0\sum_s m_{ij}^s\left\{\frac{m_{kl}^s\sigma_{kl}}{\tau^s}\right\}^n=M_{ijkl}\sigma_{kl}, \tag{3}$$

式中ε_{ij}与σ_{kl}分别为应变速率张量和应力张量, s代表每个滑移和孪生机制, m_{ij}^s为Schmid对称张量, $\dot{\gamma}^s$为剪切率, $\dot{\gamma}_0$为归一化因子, n为速率敏感系数, M_{ijkl}为黏塑性约定张量, τ^s为系统s激活的阈值剪切应力.

为获得较为精确的等效塑性应变及相应的应变速率分量, 保证模拟的精确度, 建模所需参数均与实验一致. 由于塑性变形过程是通过剪切方式来适应并协调应变的[15], 剪切过程保持了晶体原有的方向, 因此利用速度梯度张量进行“极性分解”是很有必要的. 异步轧制由于上下轧辊线速度差会引起额外的剪切力, 从而产生剪切应变, 应变速率分为正应变速率与切应变速率, 对应速度梯度张量表示为[16]

$$L=\begin{pmatrix}\dot{\varepsilon} & 0 & -\dot{\gamma}\\ 0 & 0 & 0\\ -\dot{\gamma} & 0 & -\dot{\varepsilon}\end{pmatrix}_{\text{1-RD,2-TD,3-ND}}. \tag{4}$$

上述速度梯度表明, 板材异步轧制时受到沿RD方向的拉伸、ND方向的压缩以及RD-ND平面上的剪切变形. 图3为多尺度模型的计算流程, 选择轧板变形区内相同变形节点的等效应力场如图4所示, 等效塑性应变和应变速率结果如图5所示. 将上述结果作为初始边界条件导入至VPSC模型中, 由此完成多尺度模型的建立.

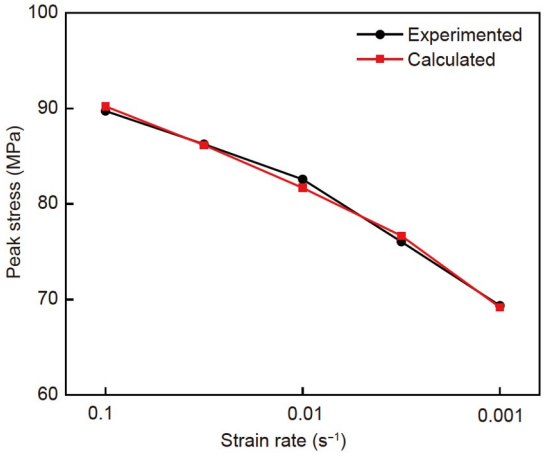


图 2　(网络版彩图)峰值应力的预测值与实验值的比较

Figure 2　(Color online) Comparison of the predicted and experimental peak stresses.

3　结果与分析

黏塑性自洽模型描述材料塑性变形过程中各个变形模式的硬化情况采用的是Voce[17]硬化模型, 对基面<a>滑移、柱面<a>滑移、锥面<c+a>滑移、拉伸孪生、压缩孪生5个变形模式共20个参数进行确定. 其经验公式[18]为

$$\tau^s=\tau_0^s+(\tau_1^s+\theta_1^s\Gamma)\left\{1-\exp\left(-\Gamma\left|\frac{\theta_0^s}{\tau_1^s}\right|\right)\right\}, \tag{5}$$

式中τ_0^s为初始临界剪切应力CRSS (critical shear stress), $\tau_0^s+\tau_1^s$为最终后推临界剪切应力, θ_0^s和θ_1^s是初始硬化率和渐近硬化率. Γ是主动滑移系统晶粒的累积剪切应力[19], 公式如下:

$$\Gamma=\sum\Delta\gamma^s. \tag{6}$$

研究表明, 镁及其合金各滑移系室温下临界剪切应力归一化处理后存在如表1的大小关系[20].

数值模拟过程中, 采用五因子四水平的正交实验方法, 即以5个变形模式作为正交因子, 调节4组不同的硬化参数, 进而获得最佳的硬化参数组合, 获得的最佳硬化参数如表A3所示. 参考硬化参数的物理意义, 拟合曲线影响因素最重要的是τ_0^s和τ_1^s, 对改变后的

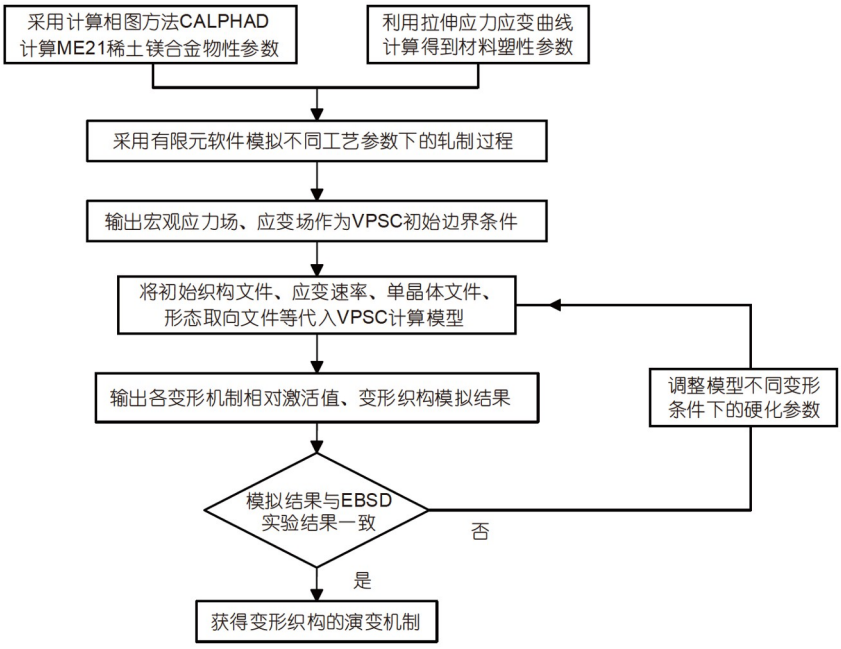


图 3 多尺度模型计算流程图

Figure 3 Flow chart of multi-scale model calculation.

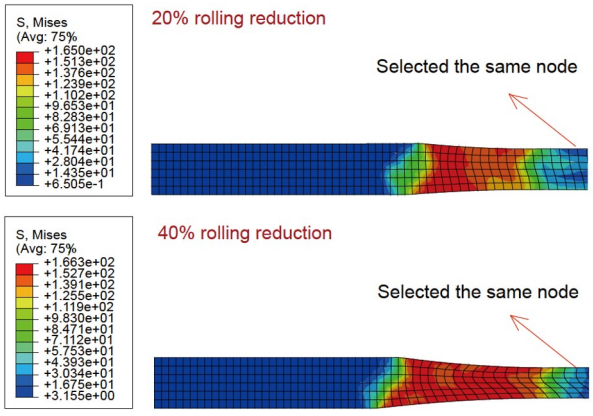


图 4 (网络版彩图)所选节点的等效应力场

Figure 4 (Color online) Equivalent stress field of the selected node.

硬化分量重新进行VPSC模拟, 分析不同硬化参数的增大减小对模拟结果的影响, 总结出影响拟合结果的主要因素.

3.1 模拟结果

3.1.1 宏观应力应变

不同压下量下板材沿RD方向单轴拉伸的应力-应变模拟结果如图6所示, 其中黑线为实验结果, 其余为模拟结果. 由图可以看出, 通过调节VPSC相关参数可以较为准确拟合ME21稀土镁合金沿RD方向单轴拉伸的应力应变曲线.

由硬化参数τ_0^s和τ_1^s的物理意义及模拟结果可知: τ_0^s为初始临界剪切应力值, τ_0^s的增大减小对应力应变的影响最大, τ_1^s的增大减小对应力应变结果影响较小, 通过调节τ_0^s可有效提高应力应变拟合准确率. 通过调节不同硬化参数, 拟合得到了最佳应力应变曲线, 进而阐明ME21镁合金薄板温轧微观变形机制.

3.1.2 滑移系相对激活值

不同压下量下轧制板材沿RD方向拉伸各滑移系相对激活值如图7(a)所示, 镁合金以基面<a>滑移为主, 柱面滑移<a>为辅[21]. 变形机制的启动与否取决于外力沿滑移方向的分切应力与临界剪切应力的大小关系, 随着塑性应变的增加, 应力值逐渐增加, 分切应力逐渐增加. 大部分基面取向晶粒基本平行于轧制方向, 基面滑移受到抑制, 当非基面滑移系的分切应力达到临界阈值时, 非基面滑移被激活, 柱面<a>及锥面<c+a>与基面<a>形成竞争关系, 非基面滑移开动比例的增加可提高镁合金塑性变形能力. 孪生系之间同样存

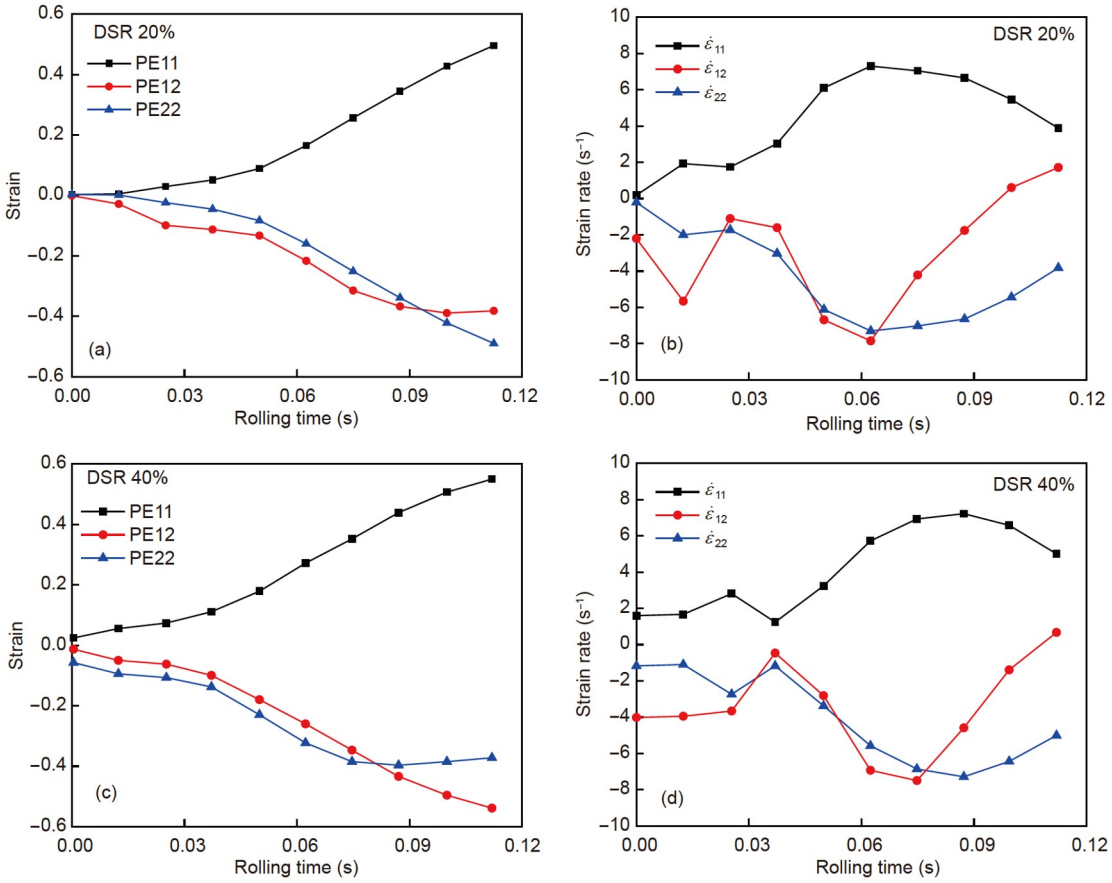


图 5　(网络版彩图)所选节点的等效塑性应变演化、应变速率演化. (a) 20%压下量等效塑性应变演化; (b) 20%压下量应变速率演化; (c) 40%压下量等效塑性应变演化; (d) 40%压下量应变速率演化

Figure 5　(Color online) Equivalent plastic strain evolution and strain rate evolution of the selected node. (a) Equivalent plastic strain evolution at 20% reduction; (b) strain rate evolution at 20% reduction; (c) equivalent plastic strain evolution at 40% reduction; (d) strain rate evolution at 40% reduction.

表 1　镁及其合金各塑性变形模式的临界剪切应力[20]

Table 1　Critical shear stresses of magnesium and its alloys in each plastic deformation mode [20]

Deformation mode	CRSS (MPa)
Basal<a>	0.95~1
Prismal<a>	8.35~44.65
Pyramidal<c+a>	35.04~74.93
Tensile twinning	2~2.8
Compression twinning	31.15~99.61

在竞争关系, 在塑性变形初期, 拉伸孪生占据主动, 压缩孪晶激活值几乎为0, 未被启动; 在变形后期压缩孪生占据主动, 拉伸孪晶逐渐减小为0, 由于拉伸孪晶产生的比例较小, 因此对塑性的贡献较小.

观察图7(b)模拟结果, 改变基面<a>硬化参数τ_0^s,

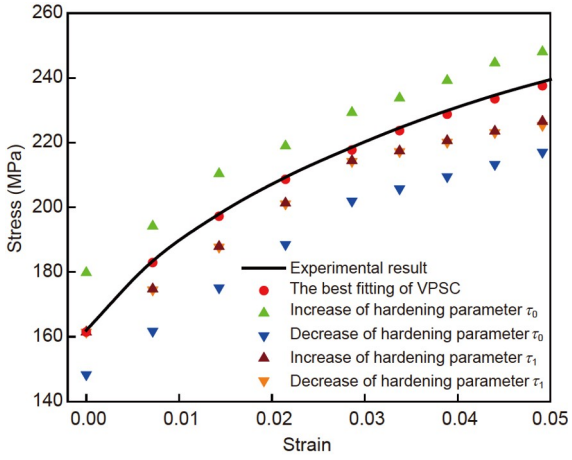


图 6　(网络版彩图)不同硬化参数拟合沿RD方向拉伸的应力应变曲线

Figure 6　(Color online) Fitting of stress-strain curves along RD direction with different hardening parameters.

参数对基面滑移系相对激活值的影响如下: 减小初始临界剪切应力τ_0^s会提高该滑移系相对激活值, 此值相对越小, 该滑移系启动相对越容易, 反之, 增大τ_0^s会降低该滑移系相对激活值, 滑移系启动相对越困难.

3.1.3 微观变形织构

强基面织构是限制镁合金塑性变形的重要原因, 研究硬化参数τ_0^s对基面滑移系相对激活值的影响, 有利于得到弱化的基面织构. 因此采用不同硬化参数τ_0^s对织构结果进行模拟. 图8结果表明: 随着硬化参数τ_0^s的适当增大, 基面织构极密度有降低的趋势, 究其原因, 硬化参数增大有利于减小滑移系启动量, 基面滑移系的启动越困难, 晶粒取向更加随机, 有利于弱化基面织构, 从而提高材料塑性变形能力.

3.2 实验结果

3.2.1 轧制压下量及冷却方式对晶粒尺寸的影响

细化的晶粒能显著提高镁合金室温下综合力学性能, 各实验板材微观组织及平均晶粒尺寸如图9所示.

实验结果表明, 针对两种不同冷却方式, 空冷处理的板材平均晶粒尺寸大于水冷处理的平均晶粒尺寸. 一种原因可能是由于空冷的冷却速度小, 晶界迁移量较大, 晶粒更容易长大; 另一种原因可能是两种方式均发生了再结晶形核长大, 冷却速度较小晶粒的形核率越低, 长大空间越大. 40%压下量的板材组织轧制变形量较大, 与20%压下量的板材组织相比出现了大量细小的等轴晶, 小于5 μm的晶粒比例更高.

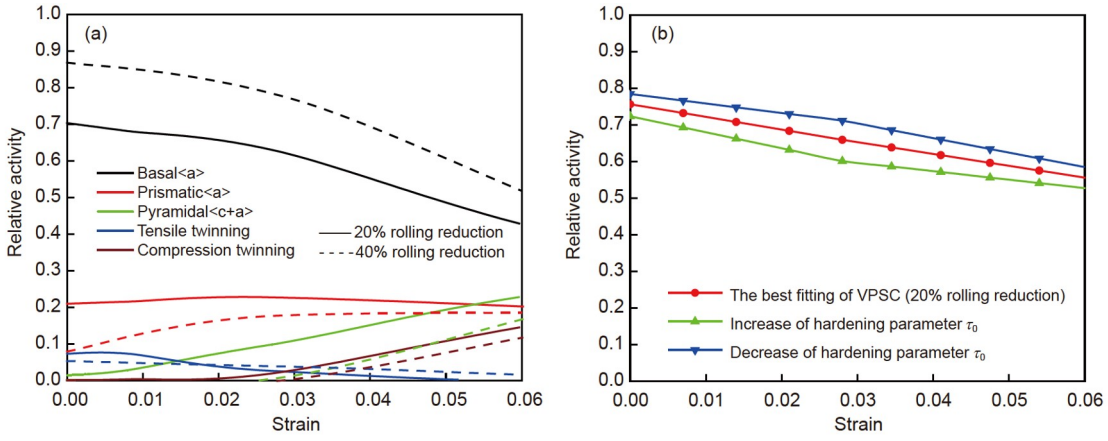


图 7 滑移系相对激活值模拟结果. (a) 不同压下量下各滑移系相对激活值; (b) 不同硬化参数对模拟结果的影响

Figure 7 Simulation results of relative activation values of slip systems. (a) Relative activation values of each slip system under different rolling reduction; (b) effect of different hardening parameters on the simulation results.

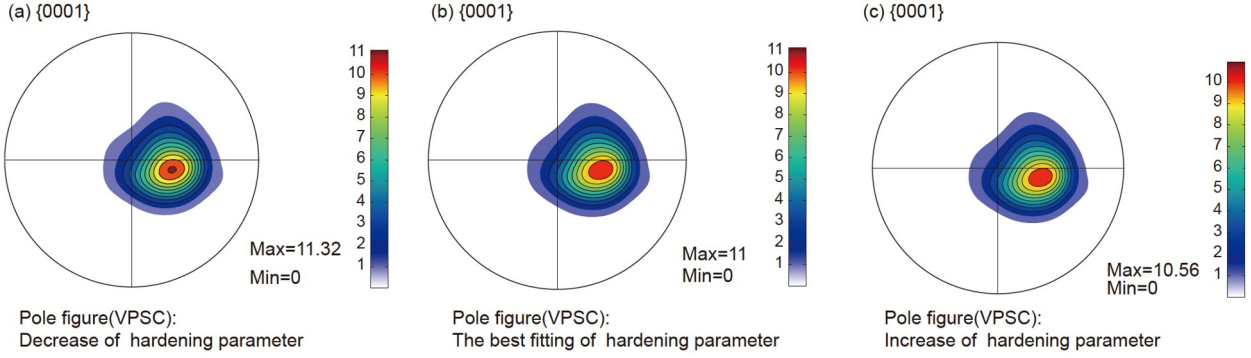


图 8 不同硬化参数对变形织构模拟结果的影响. (a) 减小硬化参数(τ_0^s=20 MPa); (b) 最佳拟合(τ_0^s=26 MPa); (c) 增大硬化参数(τ_0^s=32 MPa)

Figure 8 Effect of different hardening parameters on simulated deformation texture. (a) Decrease of hardening parameter (τ_0^s=20 MPa); (b) the best fitting of hardening parameter (τ_0^s=26 MPa); (c) increase of hardening parameter (τ_0^s=32 MPa).

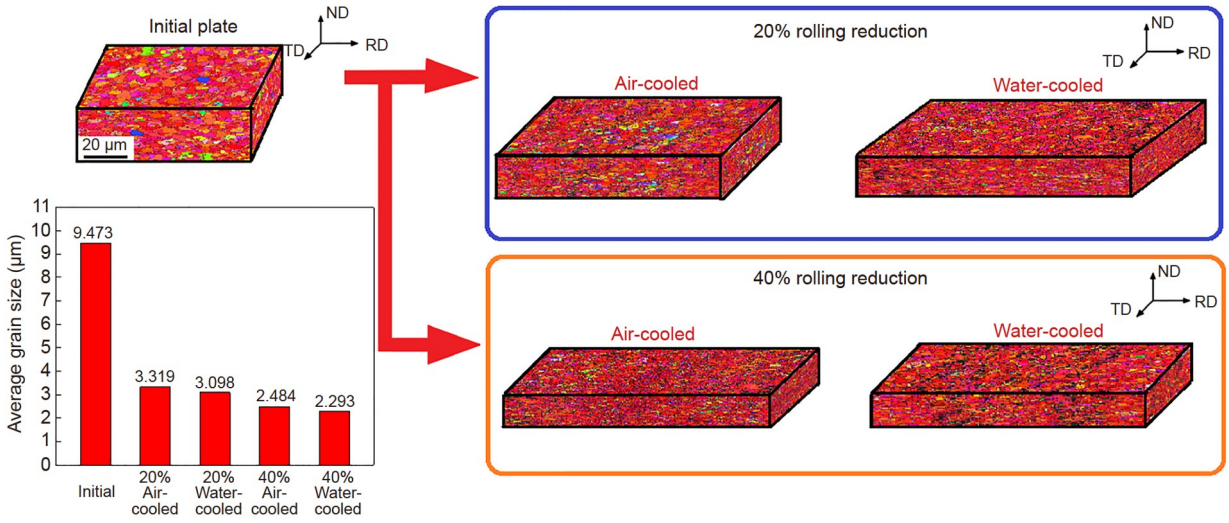


图 9　不同冷却处理方式下的微观组织

Figure 9　Microstructure under different cooling treatments.

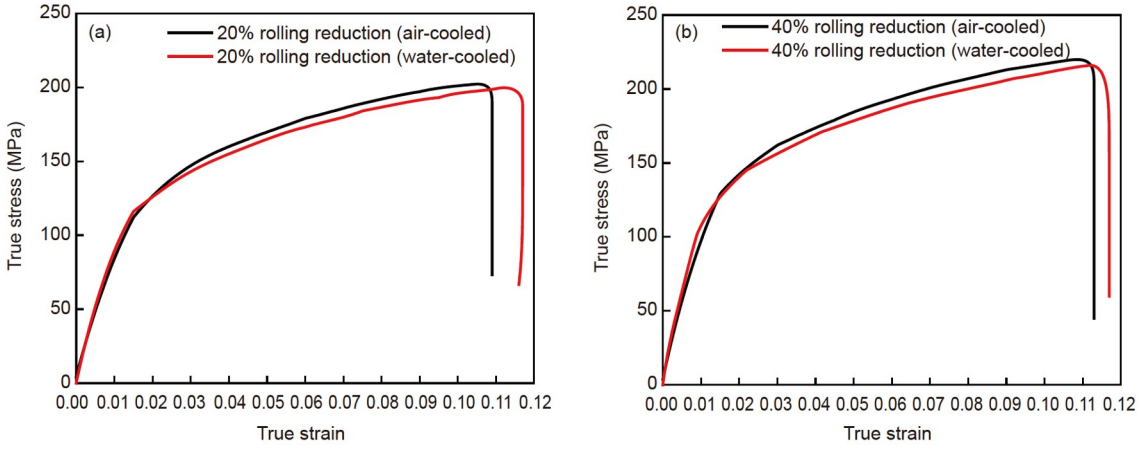


图 10　沿RD方向拉伸各实验板材的宏观真应力-应变曲线. (a) 20%压下量板材; (b) 40%压下量板材

Figure 10　Macro true stress-strain curves of experimental sheets stretched in RD direction. (a) 20% rolling reduction of the sheet; (b) 40% rolling reduction of the sheet

3.2.2　轧制压下量及冷却方式对拉伸力学性能的影响

不同压下量下板材沿RD方向拉伸各实验板材的宏观真应力-应变曲线如图10所示，各板材沿RD方向拉伸的相关力学性能指标(抗拉强度、屈服强度、延伸率及屈强比)如表2所示. 观察表2，40%压下量下水冷处理的板材有最高的抗拉强度及屈服强度，随着冷却速度的降低，空冷板材有更高的延伸率，塑性变形能力有一定提高. 在这四组板材中, 40%水冷处理的板材屈强比最大, 塑性变形能力最差; 20%空冷处理的板材屈强比最小, 塑性变形能力最强. 对比水冷与空冷两种不同冷却处理方式，水冷屈强比大于空冷的屈强比，空冷与水冷相比较塑性变形能力较好.

3.2.3　异步温轧工艺方式下板材的织构演化

不同压下量下板材沿RD方向拉伸各实验板材的极图实验结果如图11~13所示，实验结果表明，初始板材基面织构极密度为12.23 mud，20%压下量板材基面织构极密度为15.88 mud，40%压下量板材基面织构极

表 2 各板材沿RD方向拉伸的相关力学性能

Table 2 The mechanical properties of the sheets stretching along the RD direction

	20% rolling reduction (air-cooled)	20% rolling reduction (water-cooled)	40% rolling reduction (air-cooled)	40% rolling reduction (water-cooled)
Tensile strength (MPa)	200.28	203	215.76	220.98
Yield strength (MPa)	121.45	124.76	152.48	165.31
Elongation (%)	11.64	10.97	11.52	11.08
Yield-to-tensile ratio	0.606	0.627	0.707	0.748

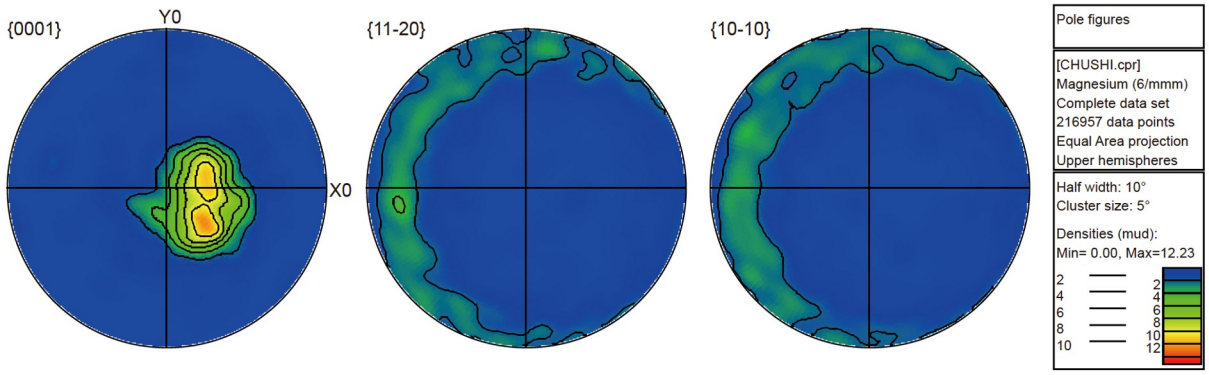


图 11 (网络版彩图)初始板材极图实验结果

Figure 11 (Color online) Pole figure experimental results of the initial sheet.

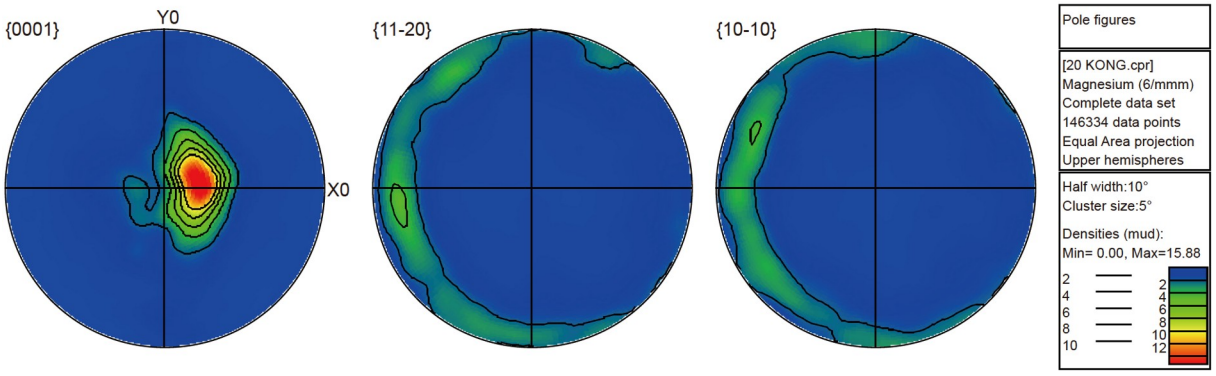


图 12 (网络版彩图)20%压下量板材极图实验结果

Figure 12 (Color online) Pole figure experimental results of the 20% rolling reduction sheet.

密度为15.94 mud. 相关研究表明[22], 随着镁合金轧制压下量的增加, 导致大量{0001}取向的晶粒靠近C轴中心, 轧制态板材基面平行于轧制方向, 拉伸时各晶粒基面滑移系Schmid因子较小, 因此轧制态板材相对来讲各向异性较强, 基面织构较强烈.

本文采用异步温轧的工艺方式, 随着压下量的增加, 并未发生基面织构强化, 这为开发稀土镁合金薄板甚至箔材提供了理论依据. 究其原因, 异步温轧由于上下轧辊线速度差产生的反向摩擦力, 产生“搓轧区”, 搓轧区内的晶粒由于受到剪切力的影响, 轧制后

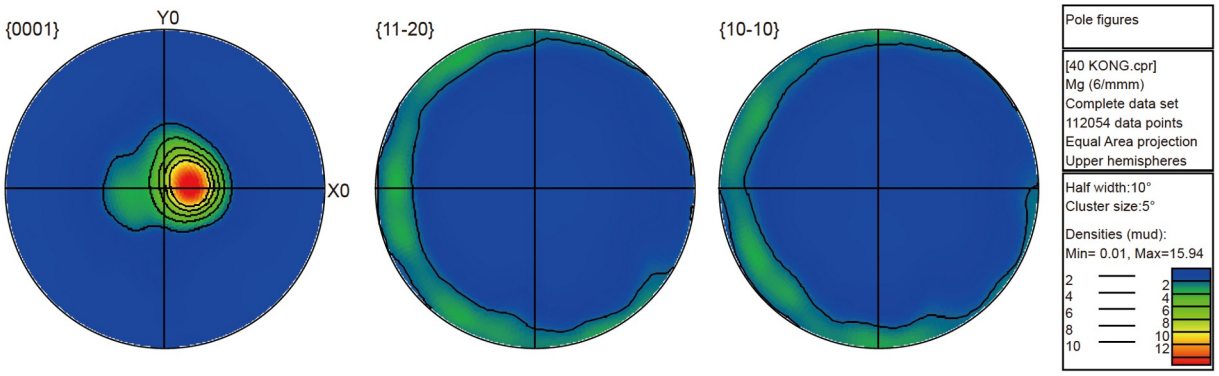


图 13　(网络版彩图)40%压下量板材极图实验结果

Figure 13　(Color online) Pole figure experimental results of the 40% rolling reduction sheet.

的晶粒取向更加随机, 基面的各向异性程度减弱, 基面织构强度降低.

4　结论

本文建立了宏微观耦合的多尺度计算模型，对ME21稀土镁合金异步温轧工艺过程进行了数值模拟, 对比实验结果，获得了弱化的基面织构以及细化的晶粒组织. 拟合得到了最佳应力应变曲线，获得了理想的Voce硬化参数组合，阐明了ME21镁合金薄板温轧微观变形机制.

通过调节硬化参数可以发现，τ_0^s的增大减小对应力应变的影响最大，主要调节τ_0^s可有效提高应力应变拟合准确率；增大初始临界剪切应力τ_0^s会降低该滑移系相对激活值，滑移系启动相对越困难；随着硬化参数τ_0^s的增大, 基面织构极密度有降低的趋势.

结合实验与模拟, 随着压下量的增加, 并未发生基面织构强化，这为开发稀土镁合金薄板甚至箔材提供了理论依据；40%压下量的板材组织与20%压下量的板材组织相比出现了大量细小的等轴晶，小于5 μm的晶粒比例更高, 晶粒更加细化, 20%压下量空冷处理的板材塑性最好；水冷板材较空冷板材晶粒细化效果更加明显，水冷板材与空冷板材相比抗拉强度及屈服强度更高.

附录A

表 A1　ME21稀土镁合金化学成分[10]

Table A1　Chemical composition of ME21 rare earth magnesium alloy [10]

	Mn	Ce	Al	Zn	Fe	其他	Mg
含量 (%)	1.83	0.76	0.02	0.018	0.045	0.03	97.297

表 A2　ME21稀土镁合金有限元模拟的材料参数[12]

Table A2　Material parameters for finite element simulation of ME21 rare earth magnesium alloy [12]

密度 (kg m^{-3})	轧制温度 (K)	轧辊轧件导热系数 (kJ mol^{-1})	轧件与空气热对流系数 (kW (m^2 °C) $^{-1}$)	热辐射率	弹性模量 (MPa)	泊松比	比热 (kJ (kg °C)$^{-1}$)
1740	553	11	0.016	0.25	38552	0.307	1.13×10^3

表 A3 黏塑性自洽模型Voce硬化参数

Table A3 Voce hardening parameters of the viscoplastic self-consistent model

Rolling reduction	Deformation mode	Voce parameter (MPa)			
		τ_0	τ_1	θ_0	θ_1
20%	Basal<a>slip	26	28	40	28
	Prismatic<a>slip	50	10	60	20
	Pyramidal<c+a>slip	120	30	65	8
	Compression twinning	55	8	0	0
	Tensile twinning	130	30	0	0
40%	Basal<a>slip	13	15	38	26
	Prismatic<a>slip	60	15	50	10
	Pyramidal<c+a>slip	110	25	70	5
	Compression twinning	50	5	0	0
	Tensile twinning	125	25	0	0

参考文献

1 Chen L Q. Phase field simulation and material fund program (in Chinese). Chin Sci Bull, 2013, 35: 3638–3641 [陈龙庆. 相场模拟与材料基因组计划. 科学通报, 2013, 35: 3638–3641]

2 Li Y B, Ma Y W, Lou M, et al. Progress in lightweight multi-material vehicle body connection technology (in Chinese). J Mech Eng, 2016, 52: 1–23 [李永兵, 马运五, 楼铭, 等. 轻量化多材料汽车车身连接技术进展. 机械工程学报, 2016, 52: 1–23]

3 Mishra R K, Brahme A, Sabat R K, et al. Twinning and texture randomization in Mg and Mg-Ce alloys. Int J Plast, 2019, 117: 157–172

4 Zhu Y, Hu M, Wang D, et al. Microstructure and mechanical properties of AZ31-Ce prepared by multipass solid-phase synthesis. Mater Sci Tech, 2018, 34: 876–884

5 Xin T Z, Zhao Y H, Mahjoub R, et al. Ultrahigh specific strength in a magnesium alloy strengthened by spinodal decomposition. Sci Adv, 2021, 7: eabf3039

6 Lebensohn R A, Tomé C N. A self-consistent anisotropic approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals: Application to zirconium alloys. Acta Metall Mater, 1993, 41: 2611–2624

7 Beyerlein I J, Tomé C N. A dislocation-based constitutive law for pure Zr including temperature effects. Int J Plast, 2007, 24: 867–895

8 Chen S F, Song H W, Zhang S H, et al. Effect of shear deformation on plasticity, recrystallization mechanism and texture evolution of Mg-3Al-1Zn alloy sheet: Experiment and coupled finite element-VPSC simulation. J Alloys Compd, 2019, 805: 138–152

9 Hui S, Chu Z B, Wang H Z, et al. Mechanism of secondary deformation of extruded AZ31 magnesium alloy by viscoplastic self-consistent model. Adv Mater Sci Eng, 2020, 2020: 1–11

10 Zhang Y, Zhao H Y, Hu X D, et al. Microstructure and properties of rolled MnE21 magnesium alloy strip (in Chinese). Light Alloy Fabr Technol, 2017, 45: 18–24 [张瑜, 赵红阳, 胡小东, 等. MnE21镁合金轧制薄带的组织和性能. 轻合金加工技术, 2017, 45: 18–24]

11 Wang L P, Zhu Q Y, Zhao H Y. Optimization design of a novel X-type six-high rolling mill based on maximum roll system stiffness. Plos One, 2020, 15: e0228593

12 Lian Y, Ji P F, Zhang J, et al. Effect of homogenization annealing on internal residual stress distribution and texture in ME21 magnesium alloy extruded plates. J Magnesium Alloys, 2019, 7: 186–192

13 Brömmelhoff K, Huppmann M, Reimers W. The effect of heat treatments on the microstructure, texture and mechanical properties of the extruded magnesium alloy ME21. Int J Mater Res, 2013, 102: 1133–1141

14 Peng J, Han W, Peng Y, et al. Study on hot deformation behavior of ME21 magnesium alloy based on hot torsion test (in Chinese). Rare Met, 2014, 38: 341–347 [彭建, 韩韡, 彭毅, 等. 基于热扭转试验的ME21镁合金热变形行为研究. 稀有金属, 2014, 38: 341–347]

15 Pandey A, Kabirian F, Hwang J H, et al. Mechanical responses and deformation mechanisms of an AZ31 Mg alloy sheet under dynamic and simple shear deformations. Int J Plast, 2015, 68: 111–131
16 Lebensohn R A, Zecevic M, Knezevic M, et al. Average intragranular misorientation trends in polycrystalline materials predicted by a viscoplastic self-consistent approach. Acta Mater, 2016, 104: 228–236
17 Takajo S, Voge S C, Tomé C N. Viscoplastic self-consistent polycrystal modeling of texture evolution of ultra-low carbon steel during cold rolling. Model Simul Mater Sc, 2019, 27: 045003
18 Chandola N, Mishra R K, Cazacu O. Application of the VPSC model to the description of the stress–strain response and texture evolution in AZ31 Mg for various strain paths. J Eng Mater Tech, 2015, 137: 1007–1017
19 Sahoo S K, Biswas S, Toth L S, et al. Strain hardening, twinning and texture evolution in magnesium alloy using the all twin variant polycrystal modelling approach. Int J Plast, 2020, 128: 102660
20 Zhang J, Joshi S P. Phenomenological crystal plasticity modeling and detailed micromechanical investigations of pure magnesium. J Mech Phys Solids, 2012, 60: 945–972
21 Hutchinson B, Jain J, Barnett M R. A minimum parameter approach to crystal plasticity modelling. Acta Mater, 2012, 60: 5391–5398
22 Chapuis A, Liu Q. Investigating the temperature dependency of plastic deformation in a Mg-3Al-1Zn alloy. Mater Sci Eng-A, 2018, 725: 108–118

Multi-scale study on microstructure of ME21 rare-earth magnesium alloy sheet

CHEN Ming[1,3], SUN He[1], ZHAO HongYang[2], CHENG Ming[3], WANG RuiXue[3], HU XiaoDong[2], LIU QingJie[1] & JU DongYing[4]

[1] *School of Mechanical Engineering and Automation, University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, China;*
[2] *School of Materials and Metallurgy, University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, China;*
[3] *Shi-Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China;*
[4] *Institute of Advanced Science, Saitama Institute of Technology, Saitama Institute of Technology, Saitama 3690293, Japan*

In order to obtain refined grains and weakened basal texture, it is very necessary to study the micro deformation mechanism of magnesium alloy by using multi-scale calculation model. In this work, the finite element method was used to simulate asymmetric warm rolling and calculate the equivalent plastic strain and strain rate. These terms were then used as the initial boundary condition and imported into the microviscoplastic self-consistent (VPSC) model. Macro-micro multiscale coupling was realized. The microstructure and texture of the deformed samples were characterized via electron backscatter diffraction, and the relative opening of each slip and twinning system was determined using the VPSC model. The results demonstrate that no basal surface texture strengthening occurs as the reduction is increased. The asymmetric warm rolling process provides the possibility to develop rare-earth magnesium alloy sheets or foils. Employing different cooling methods demonstrated that water-cooled sheets are more crystalline than air-cooled sheets with a more obvious grain refinement effect and better comprehensive mechanical properties.

rare earth magnesium alloy, multi-scale model, asymmetric warm rolling, microstructure, mechanical properties

doi: 10.1360/SST-2021-0196