



孪晶及晶粒尺寸分布对高应变速率轧制 AZ31 镁合金板材强韧化的影响

朱必武¹, 杨伟成¹, 谢超², 刘筱¹, 吴远志³, 万泉慧¹, 唐昌平¹

(1. 湖南科技大学 高功效轻合金构件成形技术及耐损伤性能评价湖南省工程研究中心, 湘潭 411201;

2. 宁波大学 机械工程与力学学院, 宁波 315211;

3. 湖南工学院 汽车零部件技术研究院, 衡阳 421002)

摘要: 对铸态 AZ31 镁合金进行温度 300~400 °C、平均应变速率 5.4~29 s⁻¹ 的高应变速率轧制, 制备不同孪晶和晶粒尺寸分布的镁合金板材, 研究孪晶及晶粒尺寸分布对镁合金高应变速率轧制板材强韧化的影响, 并建立了多尺度组织的强韧化模型。结果表明: 平均应变速率低于 10 s⁻¹ 时, 可以获得孪晶、细晶和粗晶共存的多尺度组织, 且平均应变速率为 8.3 s⁻¹ 时, 组织中存在大量的亚微晶; 在室温变形过程中, 不同尺度组织之间的背应力能够保证材料塑性, 孪晶界和细晶保证强度, 实现亚微晶、细晶、孪晶和粗晶共存的多尺度组织镁合金具有高的抗拉强度, 同时能够保持相对良好的伸长率; 在高温变形过程中, 亚微晶、细晶、孪晶和粗晶共存的多尺度组织镁合金中的亚微晶发生晶界滑动、粗晶和孪晶诱导再结晶提高了材料塑性; 温度为 300 °C 变形时, 强度亦遵循 Hall-Patch 公式。

关键词: AZ31 镁合金; 多尺度组织; 亚微晶; 孪晶; 背应力

文章编号: 1004-0609(2021)-12-3520-11

中图分类号: TG146.22

文献标志码: A

引文格式: 朱必武, 杨伟成, 谢超, 等. 孪晶及晶粒尺寸分布对高应变速率轧制 AZ31 镁合金板材强韧化的影响[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(12): 3520–3530. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37936

ZHU Bi-wu, YANG Wei-cheng, XIE Chao, et al. Influences of twins and grain distribution on strengthening and toughening of high-strain rate rolled AZ31 magnesium alloy sheet[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(12): 3520–3530. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37936

镁合金是目前已知最轻的金属结构材料, 具有高储量、高比强度、高比刚度等优点, 在国防军工、航空航天、交通运输等领域有巨大的应用前景^[1-3]。但是, 由于强塑性匹配差、成形效率低等原因, 限制了镁合金在工程中的实际应用^[4-8]。

近年来, 有学者提出通过调控材料不同尺度的缺陷, 构筑多尺度组织能够提高材料的综合性能, 克服强塑性匹配性差的问题^[9-10]。目前, 有少数研究者对镁合金进行多尺度组织构筑, 实现强度和塑性的同时提高。LUO 等^[11]采用累积叠轧的方法加工 AZ31 镁合金, 制备了细晶和粗晶共存的层状多尺

度组织, 获得比均匀组织更加良好的力学性能, 并指出细晶层和粗晶层产生的背应力有效提高了材料的塑性。WANG 等^[12]通过传统热轧加退火加工 AZ31 镁合金, 制备了细晶和粗晶共存的多尺度组织, 并指出粗晶和细晶的协调作用保证了材料强度和塑性的同时提高。ZHA 等^[13]通过衬板轧制 AZ91 镁合金, 制备了细晶、粗晶和第二相共存的多尺度组织, 指出多尺度组织引起较强的加工硬化能力、细晶具有较高基面滑移的斯密特因子、纳米级第二相均匀分布在细晶内部, 保证了材料强度和塑性的同时提高。SUN 等^[14]采用等径角挤压 AZ91 镁合金,

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52071139, 51905166, 11872216); 湖南省自然科学基金资助项目(2020JJ5198); 湖南省教育厅优秀青年资助项目(18B198)

收稿日期: 2021-03-18; **修订日期:** 2021-07-19

通信作者: 刘筱, 副教授, 博士; 电话: 18674355539; E-mail: liuxiao0105@163.com

制备了细晶、粗晶和第二相共存的多尺度组织, 并指出细晶和粗晶界面形成背应力、细晶和高密度第二相保证了材料强度和塑性同时提高。可见, 多尺度组织能够解决镁合金强塑不匹配的问题。

累积叠轧和传统热轧加退火等方法成形效率低, 衬板轧制和等径角挤压等方法只能加工小尺寸镁合金。近年来, 有学者提出一种高效短流程加工大尺寸镁合金的方法, 即高应变速率轧制, 实现单道次塑性大变形^[15-18]。本课题组曾采用高应变速率轧制 AZ31 镁合金, 制备了含有孪晶的多尺度组织^[18]。但是并没有对孪晶与不同尺度混合的多尺度组织对镁合金性能进行研究。本文作者以商用 AZ31 镁合金连铸板坯作为研究对象, 进行平均应变速率为 $5.4\sim 29\text{ s}^{-1}$ 、轧制温度为 $300\sim 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的单道次塑性大变形, 分析不同轧制组织的孪晶和晶粒尺寸分布, 并研究孪晶和晶粒尺寸分布对室温和高温力学性能的影响。

1 实验

实验采用商用 AZ31 镁合金连铸板坯, 其主要成分为 $3.19\%\text{Al}$ 、 $0.81\%\text{Zn}$ 、 $0.33\%\text{Mn}$, 其余为 Mg (质量分数), 其初始组织如图 1 所示。将板坯分别加工成 $123\text{ mm}\times 50\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ (板料 1)和 $123\text{ mm}\times 50\text{ mm}\times 12\text{ mm}$ (板料 2)作为轧制坯料。在直径 $400\text{ mm}\times 400\text{ mm}$ 二辊热轧机上对 AZ31 板坯进行单道次中高应变速率轧制, 板料 1 轧制的平均应变速率分别为 5.4 s^{-1} 和 8.3 s^{-1} , 板料 2 轧制的平均应变速率分别为 10 s^{-1} 、 20 s^{-1} 和 29 s^{-1} 。轧制前, 合金分别在 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 进行约 20 min 的预热, 然后板料 1 从厚 10 mm 一次轧制成形到厚 2.1 mm , 板料

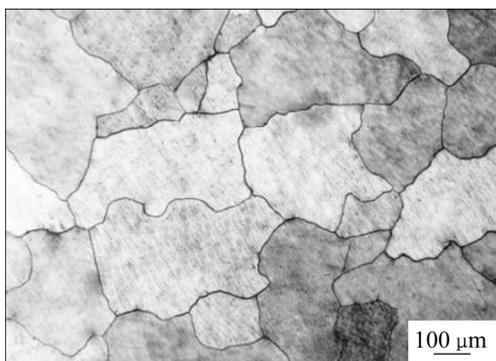


图 1 AZ31 镁合金的初始组织

Fig. 1 Initial microstructure of AZ31 magnesium alloy

2 从厚 12 mm 一次轧制成形到厚 2.2 mm 。

轧制的应变速率不是常数, 目前通用方法是计算变形区各断面应变速率平均值, 称为平均应变速率, 其计算公式如下:

$$\bar{\dot{\epsilon}} = \frac{H-h}{H} \cdot \frac{v}{\sqrt{r(H-h)}} \quad (1)$$

式中: r 为轧辊半径; v 为轧辊圆周速度; H 为轧前板材厚度; h 为终轧板材厚度。

为分析轧后微观组织, 在轧后镁板中部沿横截面(轧面法线-轧件横向(Normal direction-Transverse direction, ND-TD))取样品制成金相试样。采用 1 g 草酸、 1 mL 硝酸、 98 mL 水混合溶液进行 $10\sim 12\text{ s}$ 的腐蚀, 然后采用德国蔡司 Axiovert 40 MAT 型金相显微镜进行金相观察。沿轧后镁板 0° 和 90° 加工拉伸试样, 在 WDW-E200 型万能试验机上进行室温拉伸, 拉伸速率为 2 mm/min ; 沿轧制方向加工高温拉伸样品, 采用 Gleeble-3500 型拉伸试验仪分别进行 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $350\text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率 0.001 s^{-1} 的高温拉伸试验; 每种条件的拉伸试验重复 2 次。

2 结果与讨论

2.1 微观组织

图 2 所示为不同轧制工艺下 AZ31 镁合金的微观组织。由图 2 可知, 当进行温度 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、平均应变速率 20 s^{-1} 、压下量 81% 的塑性大变形轧制后, 合金组织再结晶基本完全, 但还存在少量的长条形晶粒; 保持轧制温度和压下量不变, 当平均应变速率达到 29 s^{-1} 时, 轧制后合金组织中只存在极少量的初始晶粒, 再结晶程度有所提高; 当进行温度 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、平均应变速率 5.4 s^{-1} 、压下量 79% 的轧制后, 观察到大量孪晶交叉分布在原始粗大组织中, 原始粗大组织周围分布着细小的再结晶晶粒; 当进行温度 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、平均应变速率 8.3 s^{-1} 、压下量 79% 的轧制后, 观察到大量的孪晶和链条状晶粒交叉分布在原始粗大组织中, 原始粗大组织周围分布着细小的再结晶晶粒, 但粗大晶粒的尺寸较平均应变速率为 5.4 s^{-1} 时明显减小, 链条状晶粒的存在说明出现了孪晶诱导再结晶; 当进行温度 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、平均应变速率 10 s^{-1} 、压下量 81% 的轧制后, 再结晶程度比平均应变速率为 5.4 s^{-1} 和 8.3 s^{-1} 轧制时高, 但仍

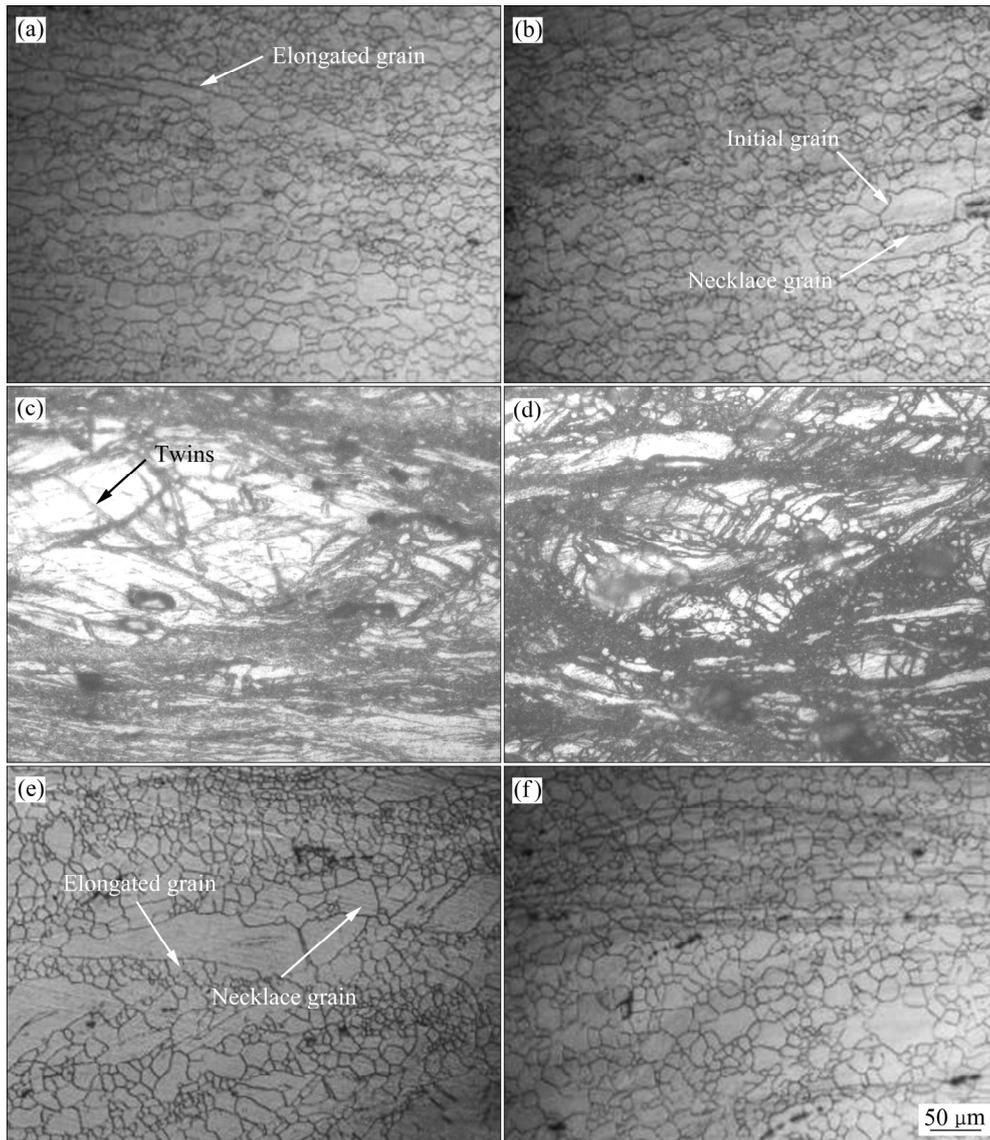


图2 不同轧制工艺下轧制板材的微观组织

Fig. 2 Microstructures of rolled sheet by different rolling technologies: (a) 300 °C, $\dot{\epsilon} = 20 \text{ s}^{-1}$; (b) 300 °C, $\dot{\epsilon} = 29 \text{ s}^{-1}$; (c) 400 °C, $\dot{\epsilon} = 5.4 \text{ s}^{-1}$; (d) 400 °C, $\dot{\epsilon} = 8.3 \text{ s}^{-1}$; (e) 400 °C, $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$; (f) 400 °C, $\dot{\epsilon} = 20 \text{ s}^{-1}$

可观察到粗大原始组织和极少量的链条状晶粒；当进行温度 400 °C、平均应变速率 20 s^{-1} 、压下量 81% 的轧制后，晶粒基本上呈等轴状，存在极少量的未被再结晶吞噬的原始晶粒，说明再结晶基本上完全。

随着平均应变速率的增高，再结晶程度增加；当平均应变速率低于 10 s^{-1} 时，孪晶并未被再结晶晶粒所吞噬，且随着平均应变速率的增加，孪晶数量减少。中高应变速率轧制镁合金板材过程中，塑性变形功和轧辊与板材之间摩擦导致板材温度升高，且平均应变速率越高，温升越明显，越有利于塑性变形过程中的再结晶产生；应变速率降低，温

升不明显，需要孪晶来协调塑性变形。此外，平均应变速率为 5.4 s^{-1} 和 8.3 s^{-1} 时，应变速率相对传统轧制较高，原始晶粒内部开启了大量孪晶协调均匀塑性变形；随着变形的继续达到了再结晶的条件，在粗大原始晶粒边界和孪晶边界产生再结晶，亚微米级别的细小再结晶围绕在粗大原始晶粒边界和孪晶内部，形成一种具有孪晶、细小再结晶和粗晶共存的多尺度组织。

2.2 晶粒尺寸分布

图 3 所示为图 2 中对应轧制工艺下制备的 AZ31 镁合金晶粒尺寸分布。由图 3 可知，进行温

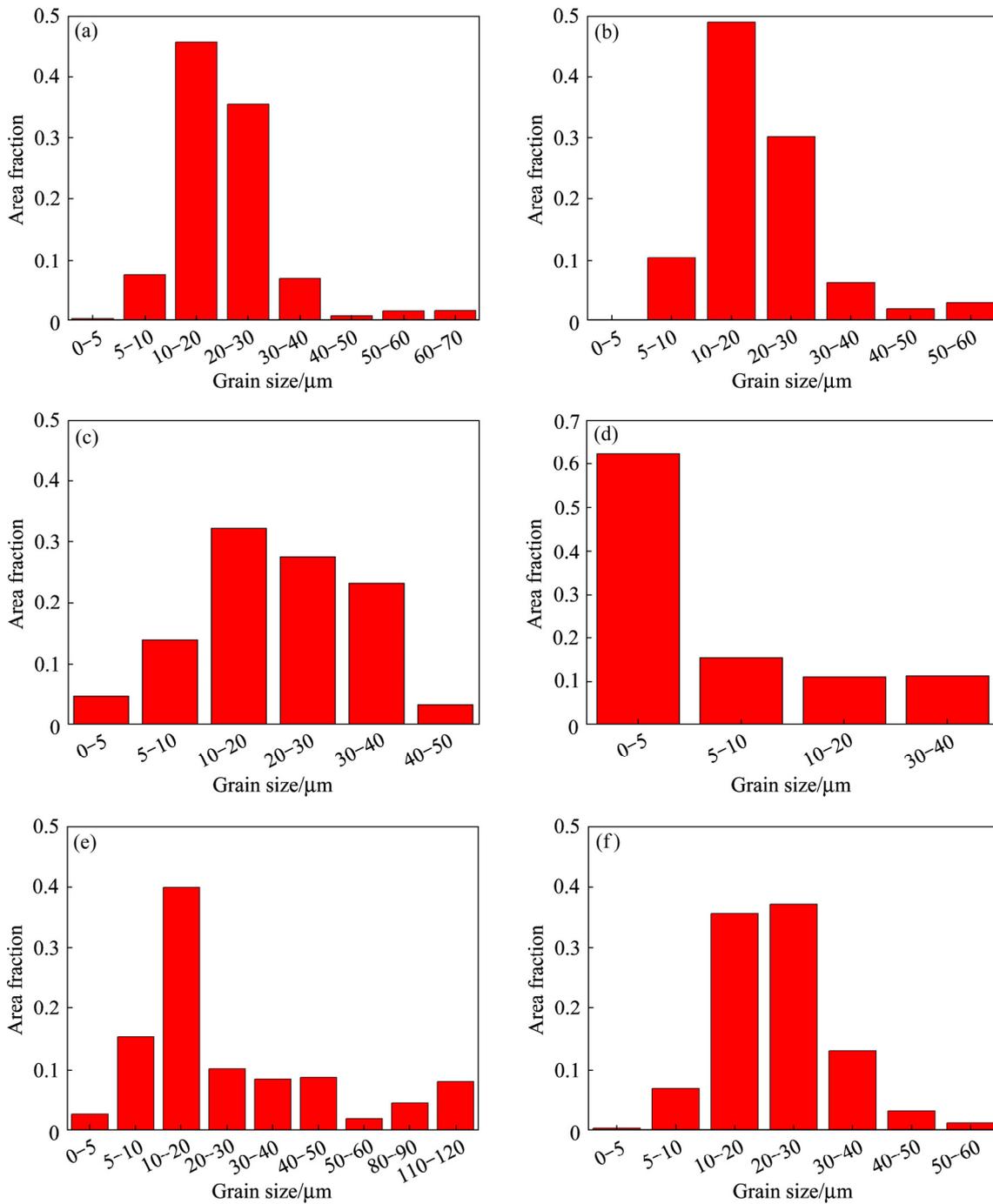


图 3 不同轧制工艺下轧制板材的晶粒尺寸分布

Fig. 3 Grain size distribution of rolled sheet by different rolling technologies: (a) 300 °C, $\dot{\epsilon} = 20 \text{ s}^{-1}$; (b) 300 °C, $\dot{\epsilon} = 29 \text{ s}^{-1}$; (c) 400 °C, $\dot{\epsilon} = 5.4 \text{ s}^{-1}$; (d) 400 °C, $\dot{\epsilon} = 8.3 \text{ s}^{-1}$; (e) 400 °C, $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$; (f) 400 °C, $\dot{\epsilon} = 20 \text{ s}^{-1}$

度 300 °C、平均应变速率 20 s⁻¹、压下量 81%的轧制后, 组织中尺寸为 10~20 μm 的晶粒具有最大的面积分数, 其次是尺寸为 20~30 μm 的晶粒占有 35% 的面积分数, 尺寸为 5~10 μm 的晶粒也占有比较主要的地位, 仍然含有部分大尺寸晶粒; 保持温度不

变, 当平均应变速率提高到 29 s⁻¹时, 组织中尺寸 10~20 μm 的晶粒仍具有最大的面积分数, 且面积分数较平均应变速率为 20 s⁻¹时有所提高, 尺寸 5~10 μm 的晶粒占比也较平均应变速率为 20 s⁻¹时有所提高, 说明随着平均应变速率的增加, 小尺寸晶粒

增加。提高轧制温度到 400 °C，进行平均应变速率 5.4 s⁻¹、压下量 79%的轧制后，大尺寸晶粒(20~40 μm)占有较大的面积分数(50%)，但是出现了 0~5 μm 的细小晶粒，此外，尺寸为 10~20 μm、20~30 μm 和 30~40 μm 的晶粒所占面积分数比较平均；保持轧制温度为 400 °C，当平均应变速率提高到 8.3 s⁻¹ 时，0~5 μm 的细小晶粒明显增加，面积分数占比达到 60%，由于再结晶分数的增加，尺寸 40 μm 以上的晶粒消失；当平均应变速率提高到 10 s⁻¹ 时，细小晶粒面积占比明显降低，尺寸 10~20 μm 的晶粒占比增加到 40%，由于再结晶不完全还保留个别粗晶；当平均应变速率提高到 20 s⁻¹ 时，原始粗大晶粒几乎消失，主要以再结晶晶粒为主，10~30 μm 的晶粒所占面积分数较多，尤其是 10 μm 左右的晶粒数量较多。可见，当平均应变速率低于 10 s⁻¹ 时，随着平均应变速率的增加，0~5 μm 的细小晶粒增加，大尺寸晶粒的面积占比减少；当平均应变速率大于等于 10 s⁻¹ 时，随着平均应变速率的增加，10~20 μm 的晶粒面积占比会增加，原始粗大晶粒的面积占比会明显减少。

2.3 EBSD 分析

图 4 所示为温度 400 °C、平均应变速率 8.3 s⁻¹、压下量 81%轧制后的 EBSD 图和晶粒尺寸分布图。图 4(a)中红色表示 {10 $\bar{1}2$ } 拉伸孪晶、蓝色表示 {10 $\bar{1}1$ } 压缩孪晶、绿色表示 (10 $\bar{1}1$)-(10 $\bar{1}2$) 双孪晶、黄色表示 (10 $\bar{1}2$)-(0 $\bar{1}12$) 拉伸-拉伸孪晶、棕色表示 (10 $\bar{1}2$)-(0 $\bar{1}12$) 拉伸-拉伸孪晶、粉红色表示 (1012)-($\bar{1}012$) 拉伸-拉伸孪晶。由图 4 可知，经过 400 °C、平均应变速率 8.3 s⁻¹ 的塑性大变形后，组织内部还保留了大量的孪晶(孪晶密度为 5.5%)，在孪晶周围还存在大量细小晶粒，形成链条状晶粒。有研究表明这些孪晶周围的链条状晶粒的形成说明发生了孪晶诱导再结晶^[19-20]，且孪晶周围的再结晶晶粒尺寸相对其他再结晶类型更加细小。由图 4(b)可观察到组织中含有晶粒尺寸超细小的再结晶晶粒(1 μm 左右)、孪晶、细小的再结晶晶粒(8 μm 左右)和粗大原始晶粒，形成了细小晶粒、孪晶和粗晶共存的多尺度组织；同时，超细小的再结晶交错在细小再结晶和粗大原始晶粒之间，孪晶交错分布在粗大原始晶粒中。为了进一步分析不同晶粒尺寸占比，将晶粒尺寸相对于图 3(d)进一步细分，并将其绘

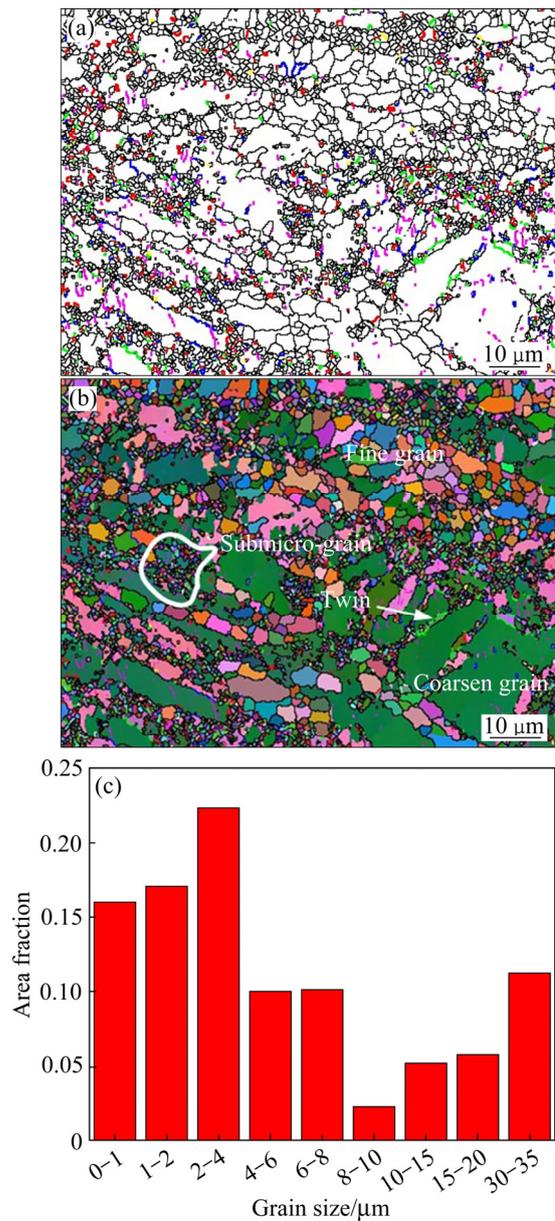


图 4 温度 400 °C、平均应变速率 8.3 s⁻¹、压下量 81%轧制后轧制板材的 EBSD 图和晶粒尺寸分布图

Fig.4 EBSD map((a), (b)) and grain size distribution(c) by temperature of 400 °C and average strain rate of 8.3 s⁻¹ and reduction of 81%

制于图 4(c)中。由图 4(c)可见，超细小尺寸 0~2 μm 的晶粒占主导，且晶粒尺寸小于 1 μm 的亚微米晶粒占比达到了 15%，其次占比较多的是细小再结晶晶粒。

2.4 力学性能

表 1 所示为不同轧制工艺下轧制板材的力学性能。由表 1 可知，温度 400 °C、平均应变速率 5.4 s⁻¹、

表 1 不同轧制工艺下轧制板材的室温力学性能

Table 1 Mechanical properties of different rolled sheets under room temperature tensile

| Condition | Direction | Tensile strength/MPa | Elongation/% |
|-----------------------------|-------------------------------|----------------------|--------------|
| 400 °C, 5.4 s ⁻¹ | Parallel to rolling direction | 336±2.6 | 6.4±0.12 |
| | Vertical to rolling direction | 357±2.3 | (7.0±0.18) |
| 400 °C, 8.3 s ⁻¹ | Parallel to rolling direction | 314±2.2 | 10.5±0.15 |
| | Vertical to rolling direction | 316±2.5 | 13.7±0.14 |
| 400 °C, 10 s ⁻¹ | Parallel to rolling direction | 242±1.8 | 10.1±0.21 |
| | Vertical to rolling direction | 254±2.4 | 12.0±0.17 |
| 400 °C, 20 s ⁻¹ | Parallel to rolling direction | 252±2.7 | 12.5±0.15 |
| | Vertical to rolling direction | 252±2.2 | 15.0±0.22 |
| 300 °C, 20 s ⁻¹ | Parallel to rolling direction | 254±2.5 | 15.0±0.24 |
| | Vertical to rolling direction | 245±2.0 | 14.5±0.21 |
| 300 °C, 29 s ⁻¹ | Parallel to rolling direction | 251±1.8 | 12.0±0.17 |
| | Vertical to rolling direction | 247±2.1 | 15.5±0.23 |

压下量 79% 的轧制样品中, 平行于轧制方向室温下的抗拉强度为 336 MPa、伸长率达到 6.4%, 垂直于轧制方向室温下的抗拉强度为 357 MPa、伸长率达到 7.0%; 温度 400 °C、平均应变速率 8.3 s⁻¹、压下量 79% 的轧制样品中, 平行于轧制方向室温下的抗拉强度为 314 MPa、伸长率达到 10.5%, 垂直于轧制方向室温下的抗拉强度为 316 MPa、伸长率达到 13.7%; 温度 400 °C、平均应变速率 10 s⁻¹、压下量 81% 的轧制样品中, 平行于轧制方向室温下的抗拉强度为 242 MPa、伸长率达到 10.1%, 垂直于轧制方向室温下的抗拉强度为 254 MPa、伸长率达到 12%; 温度 400 °C、平均应变速率 20 s⁻¹、压下量 81% 的轧制样品中, 平行于轧制方向室温下的抗拉强度为 252 MPa、伸长率达到 12.5%, 垂直于轧制方向室温下的抗拉强度为 252 MPa、伸长率达到 15%; 温度 300 °C、平均应变速率 20 s⁻¹、压下量 81% 的轧制样品中, 平行于轧制方向室温下的抗拉强度为 254 MPa、伸长率达到 15%, 垂直于轧制方向室温下的抗拉强度为 245 MPa、伸长率达到 14.5%; 温度 300 °C、平均应变速率 29 s⁻¹、压下量 81% 的轧制样品中, 平行于轧制方向室温下的抗拉强度为 251 MPa、伸长率达到 12%, 垂直于轧制方向室温下的抗拉强度为 247 MPa、伸长率达到 15.5%。

当应变速率低于 10 s⁻¹ 时, 材料的抗拉强度达到 300 MPa 以上; 当平均应变速率从 5.4 s⁻¹ 增加到

8.3 s⁻¹ 时, 材料的抗拉强度略有降低, 但材料的伸长率提高了 60%~90%; 当平均应变速率大于等于 10 s⁻¹ 时, 材料的抗拉强度只有 250 MPa 左右; 温度 400 °C、平均应变速率大于等于 10 s⁻¹ 时, 随着平均应变速率的增加, 伸长率有所增加; 温度 300 °C、平均应变速率大于等于 10 s⁻¹ 时, 随着平均应变速率的增加, 平行于轧制方向的伸长率有所下降, 垂直轧制方向的伸长率相差不大。可见, 高温低平均应变速率下的轧制样品在具有高的抗拉强度的同时能够保持相对良好的伸长率。

根据轧制后的金相和晶粒尺寸分布结果, 发现温度 400 °C、平均应变速率 5.4 s⁻¹ 和 8.3 s⁻¹、压下量 79% 的轧制板材, 其组织中含有细小再结晶晶粒、孪晶以及粗大原始晶粒, 属于一种细晶、粗晶和孪晶共存的多尺度组织。这种多尺度组织相对于均匀组织镁合金在具有高的抗拉强度的同时能够保持相对良好的伸长率。LUO 等^[11]指出细晶层保证强度, 粗晶层/细晶层界面的背应力及非基面滑移保证强度和塑性。WANG 等^[12]指出细晶和粗晶的基面滑移与粗晶的孪晶间相互协调导致多尺度组织镁合金的抗拉强度只是略有降低, 但是伸长率明显提高。ZHA 等^[13]指出, 细晶和第二相保证强度, 随机取向的细晶发生基面滑移和非基面滑移、粗晶发生孪晶保证塑性, 从而获得比均匀组织更优良的力学性能。因此, 粗晶和细晶的多尺度组织能够产生背应力, 通过细晶和粗晶的相互协调, 细晶保证强度

以及粗晶保证塑性，达到比均匀组织更加优良的力学性能。此外，孪晶的存在可以提高镁合金的强度和塑性^[21-22]。孪晶界可有效阻碍位错运动提高材料的强度，同时孪晶内部为位错的运动提供了空间有利于提高塑性。本课题组前期的研究发现，孪晶强化和细晶强化可叠加，引起材料强度的明显增加^[18]。在目前的研究中，相比于均匀组织的镁合金，高温低平均应变速率下轧制的细晶、孪晶和粗晶共存的多尺度组织镁合金在具有高的抗拉强度的同时能够保持相对良好的伸长率，亚微晶、细晶、孪晶和粗晶的多尺度组织相比于单纯的细晶、孪晶和粗晶共存的多尺度组织镁合金；当平均应变速率从 5.4 s^{-1} 增加到 8.3 s^{-1} 时，前者的抗拉强度略有降低，但伸长率提高了 60%~90%。这是由于亚微晶与细晶、亚微晶与粗晶、细晶与粗晶和孪晶与粗晶之间产生的背应力都能有效地提高材料的塑性，导致材料伸长率明显提高；孪晶诱导再结晶，导致孪晶数量的减少，材料强度有所下降，但少量孪晶界和大量细晶的存在仍然有效地保证了材料强度。亚微晶、细晶、孪晶和粗晶共存的多尺度组织的强韧化

机制如图 5 所示。可见，亚微晶、细晶、孪晶和粗晶共存的多尺度组织镁合金在一定程度上解决了材料塑性升高的同时材料强度明显下降的问题。

图 6 所示为不同轧制工艺下轧制板材的高温力学性能。由图 6 可知，温度 $400 \text{ }^\circ\text{C}$ 、平均应变速率 8.3 s^{-1} 、压下量 79% 的轧制样品，在温度 $300 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 下的高温抗拉强度为 55 MPa、真应变达到 0.34；在温度 $350 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 下的高温抗拉强度为 32 MPa、真应变达到 0.43。温度 $300 \text{ }^\circ\text{C}$ 、平均应变速率 20 s^{-1} 、压下量 81% 轧制的样品，在温度 $300 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 下的高温抗拉强度只有 45 MPa、真应变达到 0.34；在温度 $350 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 下的高温抗拉强度为 36 MPa、真应变达到 0.35。温度 $300 \text{ }^\circ\text{C}$ 、平均应变速率 29 s^{-1} 、压下量 81% 轧制的样品，在温度 $300 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 下的高温抗拉强度只有 50 MPa、真应变达到 0.26。由此可见，温度 $400 \text{ }^\circ\text{C}$ 、平均应变速率 8.3 s^{-1} 、压下量 79% 的轧制样品具有相对优良的力学性能。由图 2 可知，温度 $400 \text{ }^\circ\text{C}$ 、平均应变速率 8.3 s^{-1} 、压下量 79% 的轧制

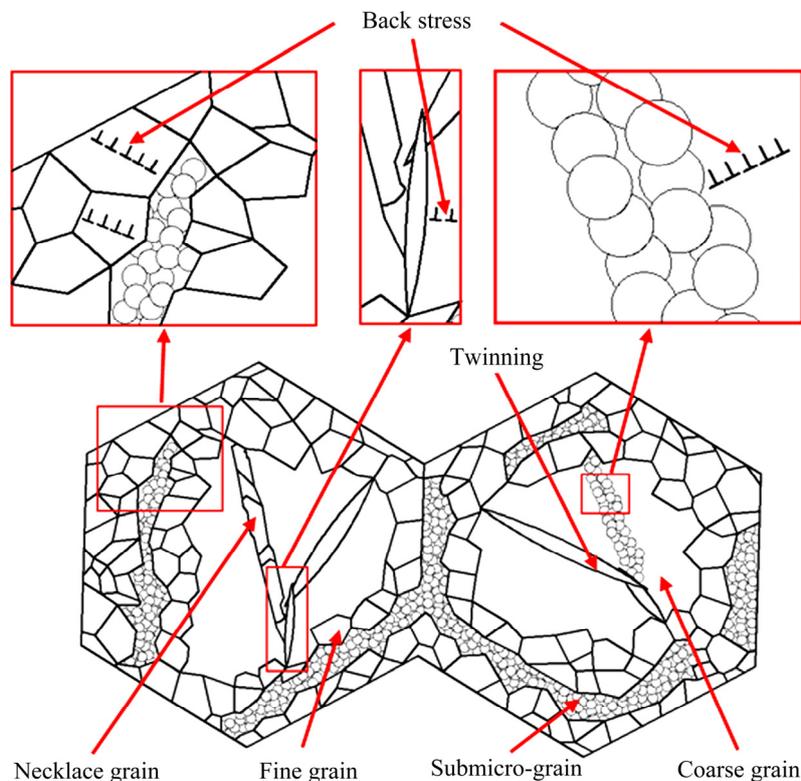


图 5 亚微晶、细晶、孪晶和粗晶的多尺度组织的强韧化机制

Fig. 5 Strengthening and toughening mechanism for multi-scale microstructure including submicrograin, fine grain, twin and coarsen grain

样品具有亚微晶、细晶、孪晶和粗晶共存的多尺度组织, 而温度 300 °C、平均应变速率 20 s⁻¹ 和 29 s⁻¹、压下量 81% 的轧制样品的组织比较均匀。由此可见, 亚微晶、细晶、孪晶和粗晶共存的多尺度组织的高温力学性能要优于均匀组织。

ZHANG 等^[23]指出, 细晶和粗晶共存的多尺度组织镁合金在高温下相对于均匀组织镁合金具有更好的伸长率, 甚至实现超塑性, 这是由于高温变形过程中细晶发生晶界滑动以及粗晶有利于发生动态再结晶。对于亚微晶、细晶、孪晶和粗晶共存的多尺度组织镁合金, 在高温拉伸过程中, 亚微晶发生晶界滑动、粗晶和孪晶诱导再结晶提高了塑性, 其增塑机制如图 7 所示, 其模型中晶界对材料

的强化与温度有关。在低温或室温下, 晶界强而晶粒弱; 高温下, 晶粒强而晶界弱。根据晶粒尺寸分布情况可知, 温度 400 °C、平均应变速率 8.3 s⁻¹、压下量 79% 的样品, 0~5 μm 的晶粒占很大比例, 而 300 °C 轧制样品的晶粒尺寸以 10 μm 左右为主, 可见温度 400 °C、平均应变速率 8.3 s⁻¹、压下量 79% 的轧制样品的平均晶粒尺寸小。在 300 °C、应变速率 1×10⁻³ s⁻¹ 变形时, 晶界强度略大于晶粒强度, 因此强度与平均晶粒尺寸的关系还是遵循 Hall-Patch 公式。当变形温度升高到 350 °C、应变速率为 1×10⁻³ s⁻¹ 时, 晶界滑动导致的软化比晶界强化作用更加明显, 导致具有亚微晶的轧制样品强度略低, 但塑性增加。

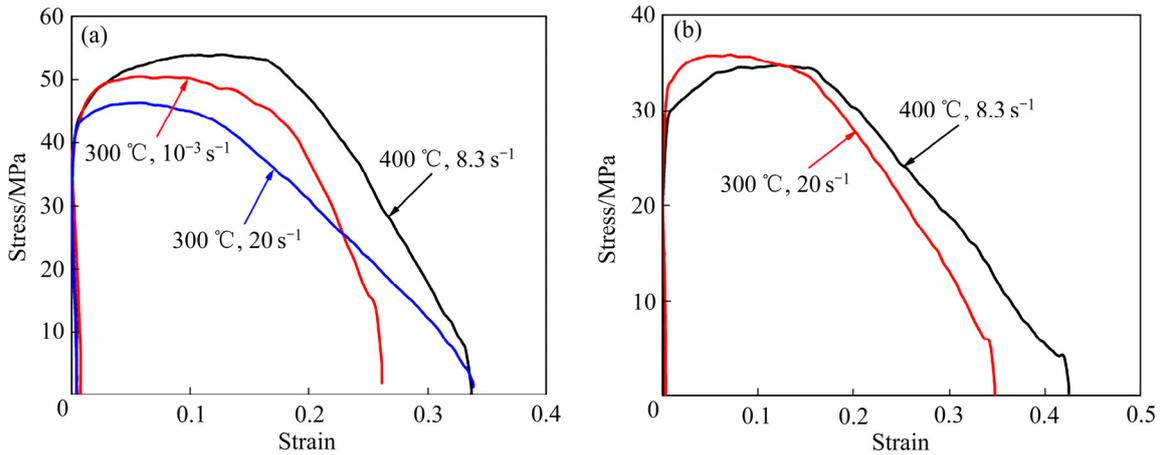


图 6 不同轧制工艺下轧制板材的高温力学性能

Fig. 6 Mechanical properties of different rolled sheets under high temperature: (a) 300 °C, 10⁻³ s⁻¹; (b) 350 °C, 10⁻³ s⁻¹

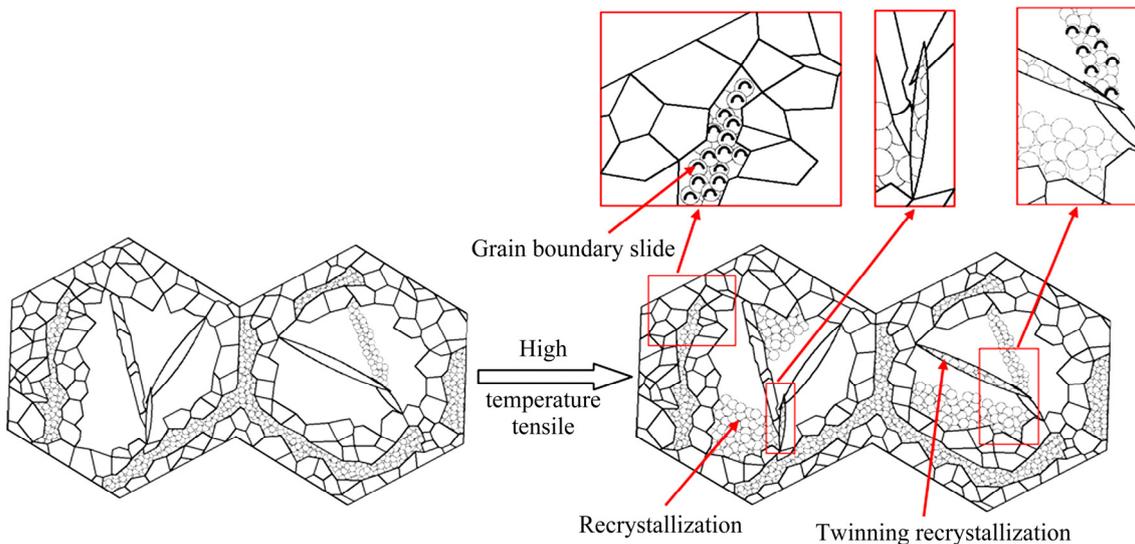


图 7 亚微晶、细晶、孪晶和粗晶共存的多尺度组织高温下的增塑机制

Fig. 7 Plasticization mechanism for multi-scale microstructure including submicrograin, fine grain, twin and coarse grain

3 结论

1) 轧制温度为 400 °C、平均应变速率为 5.4 s^{-1} 和 8.3 s^{-1} 、压下量为 79%时,可制备形成一种孪晶、细小再结晶晶粒和粗晶共存的多尺度组织 AZ31 镁合金,且平均应变速率为 8.3 s^{-1} 时, $0\sim 5 \mu\text{m}$ 的细小晶粒较平均应变速率为 5.4 s^{-1} 时明显增加。轧制平均应变速率 $\geq 1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 时,可制备出组织相对均匀的 AZ31 镁合金。

2) 室温拉伸时,亚微晶、细晶、孪晶和粗晶共存的多尺度组织 AZ31 镁合金在具有高的抗拉强度的同时能够保持相对良好的伸长率。在室温变形过程中,亚微晶与细晶体、亚微晶与粗晶、细晶与粗晶、孪晶与粗晶之间产生的背应力都能有效地提高材料的塑性;孪晶界和大量的细晶有效地保证了材料的强度。

3) 高温拉伸时,亚微晶、细晶、孪晶和粗晶共存的多尺度组织 AZ31 镁合金的塑性明显高于均匀 AZ31 镁合金。在高温变形过程中,亚微晶发生晶界滑动、粗晶和孪晶诱导再结晶均提高了材料塑性;温度为 300 °C 变形时,强度亦遵循 Hall-Patch 公式。

REFERENCES

- [1] WANG X J, XU D K, WU R Z, et al. What is going on in magnesium alloys?[J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2018, 34(2): 245–247.
- [2] ZHANG H M, CHENG X M, ZHA M, et al. A superplastic bimodal grain-structured Mg-9Al-1Zn alloy processed by short-process hard-plate rolling[J]. *Materialia*, 2019, 8: 100433.
- [3] 宋广胜, 牛嘉维, 张士宏, 等. 镁合金棒材扭转变形的孪晶机制[J]. *中国有色金属学报*, 2020, 30(7): 1574–1583.
SONG Guang-sheng, NIU Jia-wei, ZHANG Shi-hong, et al. Twinning mechanism of magnesium alloy rod torsion[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2020, 30(7): 1574–1583.
- [4] 刘婷婷, 潘复生. 镁合金“固溶强化增塑”理论的发展和应用[J]. *中国有色金属学报*, 2019, 29(9): 2050–2063.
LIU Ting-ting, PAN Fu-sheng. Development and application of “solid solution strengthening and ductilizing” for magnesium alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2019, 29(9): 2050–2063.
- [5] 刘 筱, 杨 辉, 朱必武, 等. 高速冲击载荷下预变形 AZ31 镁合金的流变行为及本构模型[J]. *中国有色金属学报*, 2021, 31(3): 659–668.
LIU Xiao, YANG Hui, ZHU Bi-wu, et al. Flow behavior and constitutive model for pre-deformed AZ31 magnesium alloy under high-speed impact loading[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2021, 31(3): 659–668.
- [6] 李扬欣, 曾小勤. 高强塑积镁稀土合金的研究进展[J]. *航空材料学报*, 2018, 38(4): 1–9.
LI Yang-xin, ZENG Xiao-qin. A review on Mg-RE alloys with high product of strength and elongation[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2018, 38(4): 1–9.
- [7] CHAUDRY U M, HAMAD K, KIM J G. On the ductility of magnesium based materials: A mini review[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 792: 652–664.
- [8] YOU S H, HUANG Y D, KAINER K U, et al. Recent research and developments on wrought magnesium alloys[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2017, 5(3): 239–253.
- [9] LI X Y, LU K. Playing with defects in metals[J]. *Nature Materials*, 2017, 16: 700–701.
- [10] 杨 乐, 李秀艳, 卢 柯. 材料素化: 概念、原理及应用[J]. *金属学报*, 2017, 53(11): 1413–1417.
YANG Le, LI Xiu-yan, LU Ke. Making materials plain: concept, principle and applications[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2017, 53(11): 1413–1417.
- [11] LUO X, HUANG T L, WANG Y H, et al. Strong and ductile AZ31 Mg alloy with a layered bimodal structure[J]. *Scientific Reports*, 2019, 9(1): 5428.
- [12] WANG B J, XU D K, SHENG L Y, et al. Deformation and fracture mechanisms of an annealing-tailored “bimodal” grain-structured Mg alloy[J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2019, 35(11): 2423–2429.
- [13] ZHA M, ZHANG X H, ZHANG H, et al. Achieving bimodal microstructure and enhanced tensile properties of Mg-9Al-1Zn alloy by tailoring deformation temperature during hard plate rolling(HPR)[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 765: 1228–1236.
- [14] SUN J P, YANG Z Q, HAN J, et al. High strength and ductility AZ91 magnesium alloy with multi-heterogeneous

- microstructures prepared by high-temperature ECAP and short-time aging[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 734: 485–490.
- [15] HAMADA G, SAKAI T, UTSUNOMIYA H. Effect of rolling speed on deformability and microstructure in rolling of AZ31B magnesium alloy[J]. *Advanced Materials Research*, 2010, 89/90/91: 227–231.
- [16] ZHU S Q, YAN H G, CHEN J H, et al. Effect of twinning and dynamic recrystallization on the high strain rate rolling process[J]. *Scripta Materialia*, 2010, 63(10): 985–988.
- [17] SANJARI M, FARZADFAR S A, UTSUNOMIYA H, et al. High speed rolling of Mg-3Al-1Zn alloy: Texture and microstructure analysis[J]. *Materials Science and Technology*, 2012, 28(8): 928–933.
- [18] 刘 筱, 朱必武, 吴远志, 等. 中高应变速率轧制 AZ31 镁合金的边裂、组织与性能[J]. *中国有色金属学报*, 2019, 29(2): 232–240.
- LIU Xiao, ZHU Bi-wu, WU Yuan-zhi, et al. Edge crack, microstructure and mechanical property of AZ31 magnesium alloy sheets rolled by medium-high strain rate[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2019, 29(2): 232–240.
- [19] LIU X, ZHU B W, XIE C, et al. Twinning, dynamic recrystallization, and crack in AZ31 magnesium alloy during high strain rate plane strain compression across a wide temperature[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 733: 98–107.
- [20] LIU X, HUANG G J, LI L X, et al. Twinning and dynamic recrystallization in AZ31 magnesium alloy under medium-high strain rate[J]. *Indian Journal of Engineering and Materials Sciences*, 2018, 25(6): 480–486.
- [21] 郑晓剑, 余辉辉, 信运昌. 利用孪晶界面强韧化镁合金[J]. *中国材料进展*, 2016, 35(11): 819–824.
- ZHENG Xiao-jian, YU Hui-hui, XIN Yun-chang. Hardening and toughening Mg alloys using twin boundaries[J]. *Materials China*, 2016, 35(11): 819–824.
- [22] XIN Y C, WANG M Y, ZENG Z, et al. Strengthening and toughening of magnesium alloy by {10-12} extension twins[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 66(1): 25–28.
- [23] ZHANG H M, CHENG X M, ZHA M, et al. A superplastic bimodal grain-structured Mg-9Al-1Zn alloy processed by short-process hard-plate rolling[J]. *Materiala*, 2019, 8: 10043.

Influences of twins and grain distribution on strengthening and toughening of high-strain rate rolled AZ31 magnesium alloy sheet

ZHU Bi-wu¹, YANG Wei-cheng¹, XIE Chao², LIU Xiao¹, WU Yuan-zhi³, WAN Quan-hui¹, TANG Chang-ping¹

(1. Hunan Engineering Research Center of Forming Technology and Damage Resistance Evaluation for High Efficiency Light Alloy Components, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, China;

2. Faculty of Mechanical Engineering and Mechanics, Ningbo University, Ningbo 315211, China;

3. Research Institute of Automobile Parts Technology, Hunan Institute of Technology, Hengyang 421002, China)

Abstract: Aiming to produce magnesium alloy sheets with different distributions of twin and grain size, the high-strain rate rolling was carried out on as-casting AZ31 magnesium alloys at temperatures of 300–400 °C and average strain rates of 5.4–29 s⁻¹. The effects of twin and grain size distribution on the strengthening and toughening of high-strain rate rolled magnesium alloy sheets were studied. The strengthening and toughening model was also established. The results show that when the strain rate is lower than 10 s⁻¹, the multi-scale microstructure including twin, fine grain and coarsen grain can be obtained and majority submicro-grains appear at an average strain rate of 8.3 s⁻¹. During room temperature deformation, the back stress between different scale grains leads to good plasticity, and the twin boundaries and fine grains result in high strengthen. Then, high strengthen and relatively good plasticity are obtained in magnesium alloy with multi-scale microstructure including submicro-grain, fine grain, twin and coarsen grain. During high temperature deformation, the occurrence of grain slide in submicorgrain, the onset of dynamic recrystallization inside coarsen grains and twin induced dynamic recrystallization cause the plasticity improvement in magnesium alloy with multi-scale microstructure including submicro-grain, fine grain, twin and coarsen grain. At a deformation temperature of 300 °C, the strengthen still obeys the Hall-Patch equation.

Key words: AZ31 magnesium alloy; multi-scale microstructure; submicrograin; twin; back stress

Foundation item: Projects(52071139, 51905166, 11872216) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project(2020JJ5198) supported by the Natural Science Foundation of Hunan Province, China; Project(18B198) supported by the Outstanding Youth Project of Education Department of Hunan Province, China

Received date: 2021-03-18; **Accepted date:** 2021-07-19

Corresponding author: LIU Xiao; Tel: +86-18674355539; E-mail: liuxiao0105@163.com

(编辑 龙怀中)