

AZ31B 镁合金板材纵波与平辊轧制宏观织构演变

郑仁辉^{1,2}, 刘江林^{1,2}, 贾睿^{1,2}, 杨冬冬^{1,2}, 杨磊^{1,2}, 张健壮^{1,2}, 梁建国^{1,2}

(1. 太原理工大学 机械与运载工程学院, 山西 太原 030024)

(2. 太原理工大学 先进金属复合材料成形技术与装备教育部工程研究中心, 山西 太原 030024)

摘要: 为探究纵波轧制(LR)对AZ31B镁合金板材基面织构的影响,对AZ31B镁合金板材进行400℃/20 min和450℃/20 min热处理以及振幅0.35 mm,周期4 mm的纵波波纹辊和平辊轧制。采用XRD对热处理及轧制后的板材进行宏观织构表征,运用极图及ODF对织构演变进行了分析,同时对金属在轧制变形区的变形行为进行了仿真分析。结果表明:板材热处理后,400℃下的{0002}极图中极密度最大值由11.21降到8.41,450℃下降到7.08,450℃下热处理后的织构强度弱于400℃;LR后板材的基面织构显著弱化,大量晶粒向RD、TD方向发生了偏转,其中向RD方向最多偏转30°,向TD方向最多偏转40°,400℃下的{0002}峰值织构强度降到4.33,450℃下降到5.62,400℃下LR的织构弱化效果比450℃更明显;二道次轧制后的板材,450℃下的基面织构强度要弱于400℃。分析表明:LR使得晶粒的c轴取向由ND向TD、RD方向发生了偏转,这是由于LR过程中存在类似于异步轧制过程中的“搓轧区”,其中产生的剪切力使晶粒沿RD方向发生偏转,弯曲和挤压复合变形下金属流动和剪切促进晶粒TD取向。

关键词: AZ31B 镁合金; 板材; 纵波-平辊轧制; 有限元; 宏观织构

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)07-1928-09

镁合金作为目前最轻的金属结构材料具有广阔的应用前景。然而,密排六方结构的金属镁滑移系少,且以基面滑移为主。传统轧制后的镁合金板材会出现典型的强基面织构,进而影响其二次成形性^[1]。因此,对镁合金织构进行调控,削弱其基面织构强度,采用新型的轧制工艺,提高轧制镁合金板材的室温塑性和成形性能,对于拓展镁合金塑性加工材的应用具有重要意义^[2-4]。

在镁合金织构演变方面,国内外学者开展了大量的研究。Dai等^[5]的研究结果表明当c轴垂直于板材ND时,AZ31镁合金具有很好的轧制成形性,单道次大压下轧制成形,单道次压下高达62%依然保持无成形缺陷。当c轴平行于ND时,镁合金板材容易出现轧制裂纹,后续成形性明显减弱。Luo等^[6]研究了AZ31镁合金板材的异步轧制工艺,发现在剪切力作用下基面极轴由ND向RD方向倾斜,基面织构强度显著降低,再结晶比例升高,晶粒细化且取向更加随机,提高了板材成形性。高升栋等^[7]研究了异齿复合变形工艺,发现齿间方向上金属流动明显,降低各向异性,

提高金属塑性。王忠堂等^[8]研究了压弯-压平复合变形工艺,认为在压弯成型过程中垂直于c轴的剪切力使c轴向拉伸方向偏转,导致在平行c轴方向施加应力时,晶体各个滑移系的Schmid因子发生变化,使得基面和柱面滑移系启动,弱化基面织构。

为了弱化轧制镁合金板材基面织构提高其二次成形性,研究团队提出了利用纵波波纹辊+平辊的联合轧制方法^[9]。AZ31B镁合金板材在一道次波纹辊压下和二道次平辊挤出的反复作用下,改变了传统镁合金板材轧制变形区的应力状态和金属流动规律,进而获得弱化的基面织构,提升其后续的成形性。本研究选取AZ31B镁合金板材,对样品进行纵波-平辊轧制(longitudinal wave rolling+flat rolling, LFR)和平辊-平辊轧制(flat rolling+flat rolling, FFR),对比研究不同热处理制度和轧制方式下宏观织构的演变过程,并通过有限元(finite element method, FEM)分析轧制变形区金属的变形行为及流动规律^[10-11],初步分析基面织构弱化机制和宏观织构演变。

收稿日期: 2023-07-22

基金项目: 国家重点研发计划(2018YFA0707300); 国家自然科学基金(52075359, 52075361); 山西省科技重大专项(20201102003, 20181102011); 校地合作产业科技引导专项(2022XDHZ08); 重点实验室开放基金(2022GXYSOF 12); 中国博士后科学基金(2020M670710)

作者简介: 郑仁辉,男,1998年生,硕士生,太原理工大学机械与运载工程学院,山西太原030024, E-mail: 1104304173@qq.com

1 实 验

实验材料为商用轧制态 AZ31B 镁合金，各元素含量（质量分数）如表 1 所示，初始尺寸为 100 mm×80 mm×3 mm。波纹辊辊形为正弦曲线，振幅为 0.35 mm，周期为 4 mm，上下轧辊正弦曲线相差半个周期，使其波峰与波谷相对，直径为 150 mm。一道次轧制后获得的波纹形板材尺寸如图 1 所示。上、下轧辊皆为波纹辊的轧制工艺以下简称纵波轧制（longitudinal wave rolling, LR）。平辊取相同直径，上下皆为平辊的轧制工艺以下简称平轧（flat rolling, FR）。

实验总共设计 9 组，具体工艺分组如表 2 所示。道次间进行 20 min 热处理，轧制速度皆为 1.75 rad/s，道次压下率设定为 20%，一道次从 3 mm 轧制到 2.4 mm，二道次从 2.4 mm 轧制到 1.9 mm。

在轧制后板材上切取 25 mm（RD）×20 mm（TD）大小的试样，试样所选位置为宽度中部位置，避开头尾非稳定变形段。通过 X 射线衍射仪（XRD）进行织构测试，通过测量{0002}，{10 $\bar{1}$ 0}和{11 $\bar{2}$ 0}的不完整极图以得到所需要的空间取向分布函数（ODF）图。通过 JTEX 处理软件对采集的数据进行处理和绘制。

表 1 AZ31B 镁合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of AZ31B magnesium alloy ($\omega/\%$)								
Al	Mn	Zn	Ca	Si	Cu	Ni	Fe	Mg
3	0.2	1	<0.04	<0.10	<0.01	<0.0009	<0.05	Bal.

{0 $\bar{1}$ 10}<2 $\bar{1}$ 13>和{1 $\bar{2}$ 31}<2 $\bar{1}$ 13> 2 种织构类型占比有所增加。400 ℃/20 min 热处理后 A、B 2 种织构类型占比分别为 51.1%和 35.6%，450 ℃热处理后 2 种织构类型占比分别为 35.6%和 29%。由此可以看出，400 ℃热处理主要通过减少 B 类型织构削弱了基面织构强度，而 450 ℃热处理使得 2 种类型织构都大幅减少，从而削弱了基面织构。因此，400 和 450 ℃热处理后

2 结果与讨论

原始板材与不同温度下热处理后的极图如图 2 所示。由图 2 可见，原始板材具有很强的基面织构，通过 400 ℃/20 min 和 450 ℃/20 min 热处理后，{0002}极图的最大极密度分别从 11.21 下降到 8.41 和 7.08。基面织构强度明显减弱，但极密度极值点位置不变。这是因为热处理过程中发生静态再结晶使晶粒趋向等轴化，晶粒取向更加随机，引起基面织构强度降低^[12-13]，但对平行于轧制面的晶体学取向影响不大^[14]。同时由{10 $\bar{1}$ 0}和{11 $\bar{2}$ 0}极图可以看出，400 ℃/20 min 热处理后出现了微弱的柱面织构。而且从{0002}极图的边部位置可以看出，热处理后产生了部分 *c* 轴垂直于 ND 方向的晶粒。

图 3 为原始板材和热处理后板材试样的 ODF 图。由图 3a 可知，原始板材的织构类型主要为{0 $\bar{1}$ 10}<2 $\bar{1}$ 10>和{11 $\bar{2}$ 0}<0001>2 种（为方便叙述，下文分别用 A 织构和 B 织构指代），2 种织构类型占比分别为 50.4%和 45.1%。原始板材中几乎没有其他类型织构。由图 3b、3c 可以看出，板材热处理后主要织构类型未发生改变，只是其余织构类型占比有所上升，尤其是

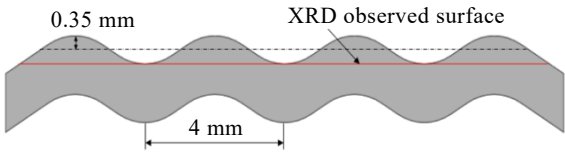


图 1 波纹和 XRD 观测表面的示意图
Fig.1 Schematic diagram of corrugation and XRD observed surface

表 2 各组的工艺

Table 2 Process of each group									
Group	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Process	Original sheet	400 ℃/ 20 min heat treatment	450 ℃/ 20 min heat treatment	400 ℃/ 20 min heat treatment +LR	450 ℃/ 20 min heat treatment +LR	400 ℃/ 20 min heat treatment +LFR	450 ℃/ 20 min heat treatment +LFR	400 ℃/ 20 min heat treatment +FFR	450 ℃/ 20 min heat treatment +FFR

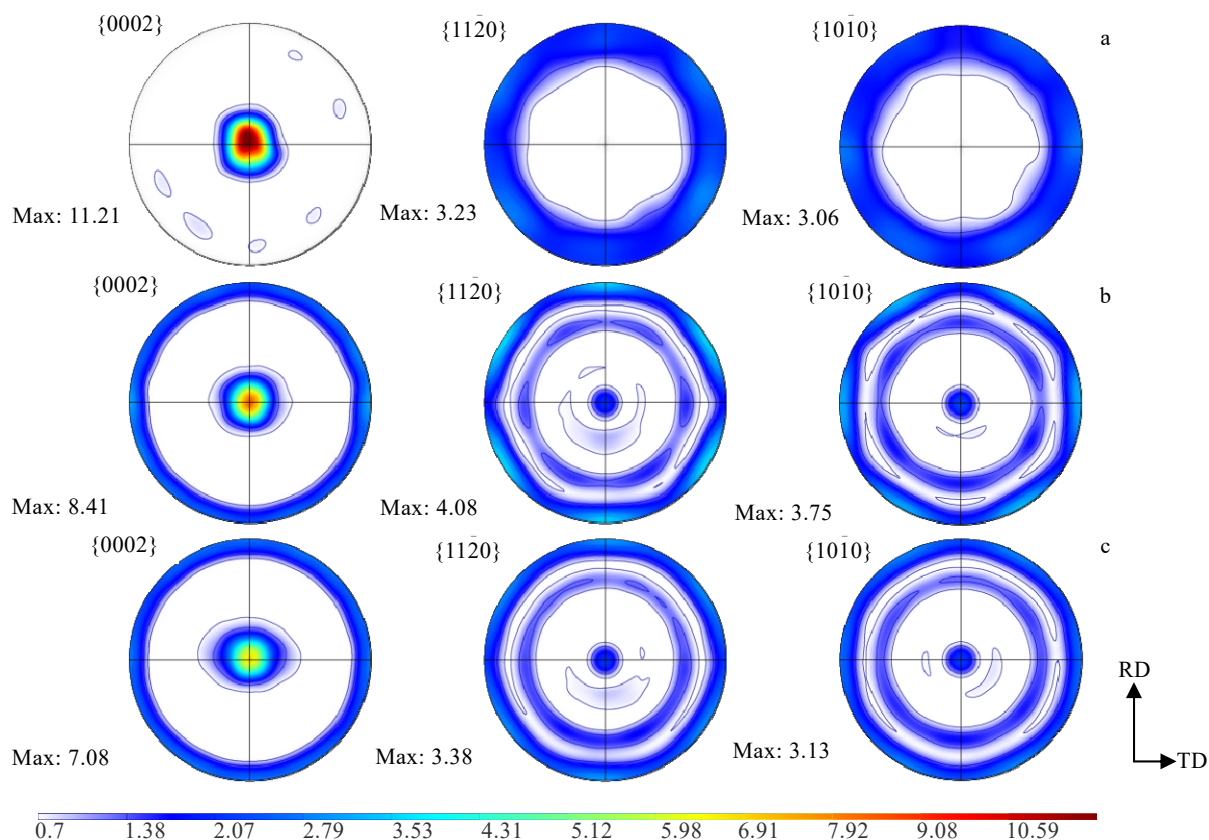


图 2 原始板材、400 °C/20 min 热处理和 450 °C/20 min 热处理 AZ31B 板材的宏观织构

Fig.2 Macro textures of AZ31B sheet: (a) original sheet; (b) heat treatment at 400 °C/20 min; (c) heat treatment at 450 °C/20 min

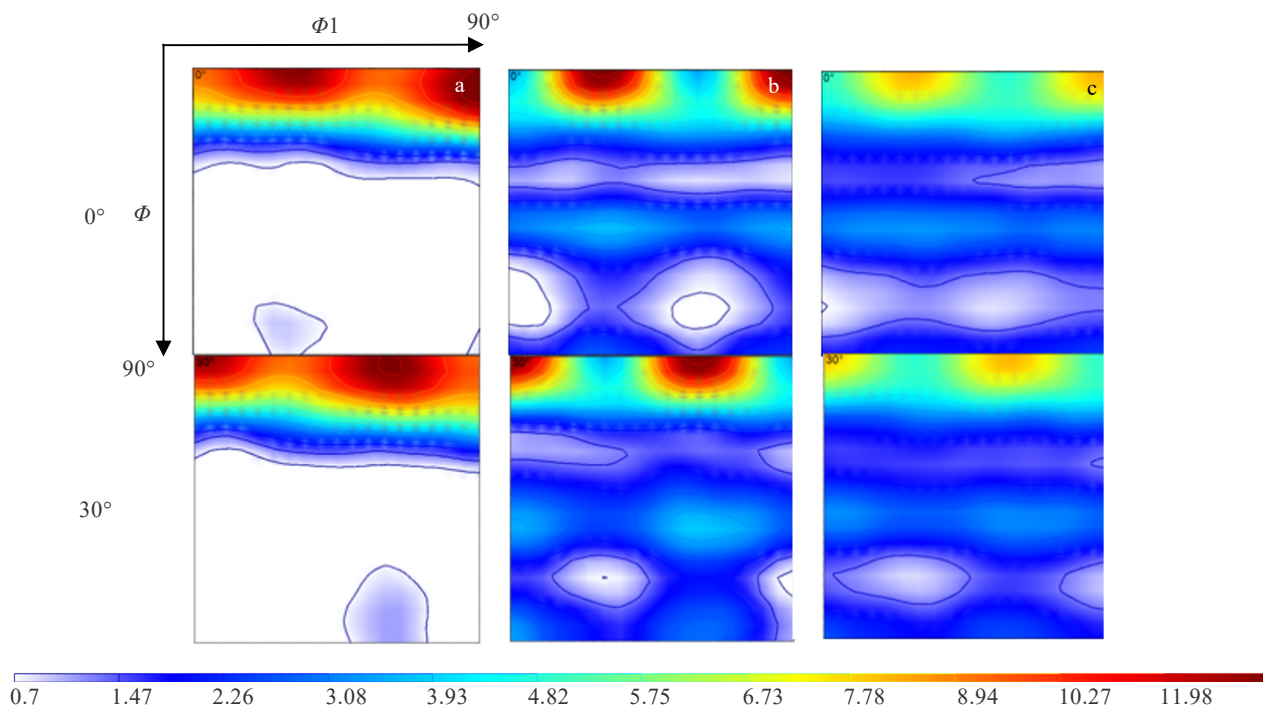


图 3 原始板材、400 °C/20 min 热处理和 450 °C/20 min 热处理板材的 ODF 图

Fig.3 ODF drawings of original sheet (a), 400 °C/20 min heat treated sheet (b), and 450 °C/20 min heat treated sheet (c)

的基面织构强度都在降低,但 450 °C 热处理后的基面织构的削弱程度要强于 400 °C。柱面织构强度经 400 °C 热处理后增强,而在 450 °C 热处理后,虽然也出现了极密度加强点,但其柱面织构强度低于 400 °C 而稍强于原始板材。

图 2b、2c 的 $\{11\bar{2}0\}$ 和 $\{10\bar{1}0\}$ 极图呈现显著的孪晶特征,并且在图 2b 中存在六边形分布特征,但在图 2c 中基本消失。从特定的偏转角度可确认为退火孪晶,此特征在图 4b、4c 反极图也得以证明,且相比图 4a 可以看出,新生成的晶粒的偏转角度约为 50° 和 90°,而且沿 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 和 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 方向明显不同。由于 400 °C/20 min 下仅有 B 类型织构减少,且发生孪生时新生成的晶粒沿 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 和 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 方向的分布明显不同,故在 $\{11\bar{2}0\}$, $\{10\bar{1}0\}$ 极图中产生的孪晶特征呈现六边形分布,但在 450 °C/20 min 热处理时 A、B 2 种织构类型晶粒同时发生孪生,因此晶粒取向更加随机而无此特征,对比图 2b、2c 可以看出 400 °C/20 min 热处理后 c 轴平行 ND 方向的晶粒织构类型更加单一, c 轴发生 50° 左右偏转的晶粒,其 c 轴方向在 RD-TD 面彼此间存在 60° 左右的夹角, c 轴发生 90° 左右偏转的晶粒,其 c 轴方向在 RD-TD 面彼此间也存在 60° 左右的夹角,但该部分晶粒取向更加随机,影响较小。而 450 °C/20 min 热处理后虽然同样产生了 50° 和 90° 左右偏转的孪生晶粒,但是在 ND-TD 面取向随机,极密度分布发散。

LR 后的试样制备如图 1 所示,切除波峰部分后对表面进行织构测量,试样的 $\{0002\}$, $\{10\bar{1}0\}$, $\{11\bar{2}0\}$ 极图如图 5 所示,比较 LR 和对应温度热处理后的极图,发现 3 个极图中的织构强度都有削弱,且晶粒取向也与热处理试样相比发生了较大的偏转,观察 $\{0002\}$ 极图可以清晰地发现,晶体取向更加发散,极密度加强点由中心集中分散成矩形形状,表明相当一部分晶粒向 RD 和 TD 方向发生了偏转,其中向 RD 方向最多偏转 30°,向 TD 方向最多偏转 40°。并存在部分晶粒同时向 TD 和 RD 方向发生了偏转,从而削弱了基面织构强度。对比热处理后的 $\{10\bar{1}0\}$, $\{11\bar{2}0\}$ 极图,LR 后的 $\{10\bar{1}0\}$, $\{11\bar{2}0\}$ 极图中极密度分布范围向中部发生扩散,这也印证了部分晶粒向 RD 和 TD 方向发生小角度偏转这一分析。

FEM 分析结果显示,LR 过程中产生了与异步轧制类似的“搓轧区”^[15-16]。由于轧辊在波峰和波谷位置处辊径不同而使上下轧辊表面线速度不同,进而在轧制时出现上下轧辊摩擦力大小方向都不同的“搓轧区”。搓轧区分析如图 6 所示,选取波谷,1/4 波腰,和波腰位置进行仿真分析,FSZ、BSZ 分别表示前滑区和后滑区。选取板材上下表面摩擦力零点为轧制过程中的中性点,从而确定上下表面的 FSZ 和 BSZ 范围。结果表明,1 位置处辊径比最大,因此搓轧区最大;2 位置处辊径比减小,搓轧区范围减小;3 位置处辊径比为 1,上下表面摩擦力大小方向几乎完全一致,不

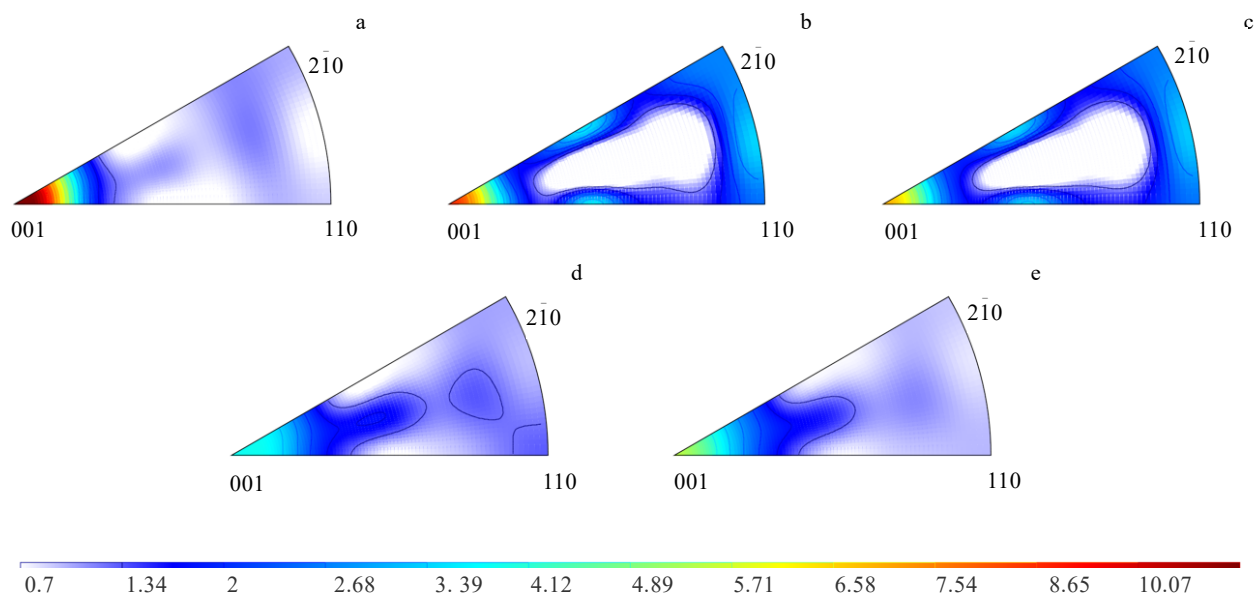


图 4 原始板材、热处理和 LR 后 z 轴方向的 AZ31B 板材反极图

Fig.4 Reverse polar diagrams of AZ31B sheet in the z axis direction: (a) original sheet, (b) 400 °C/20 min heat treatment, (c) 450 °C/20 min heat treatment, (d) 400 °C/20 min heat treatment+LR, and (e) 450 °C/20 min heat treatment+LR

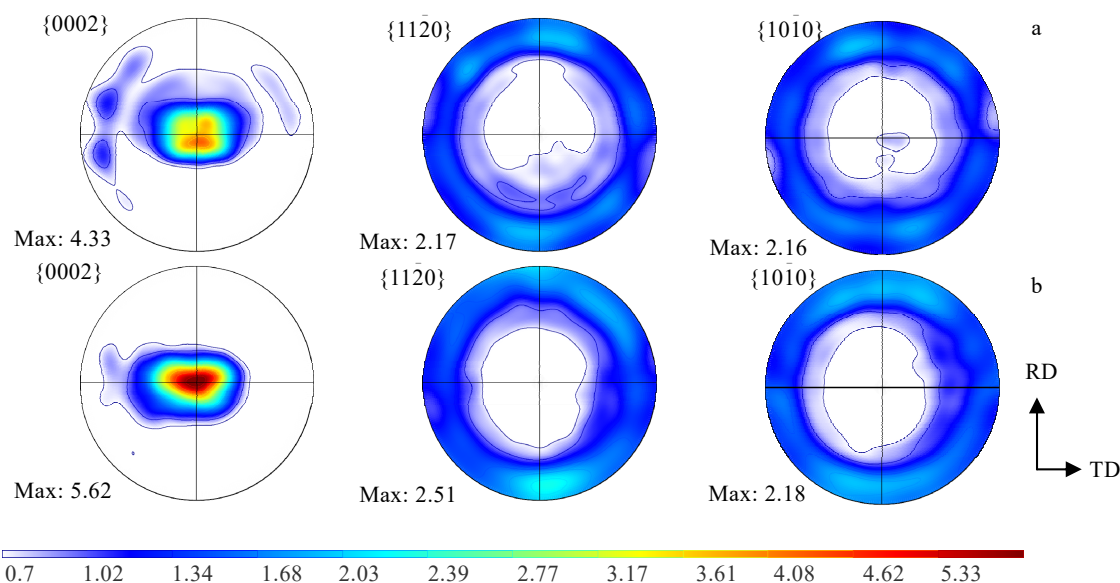


图 5 LR 后 AZ31B 板材的宏观织构

Fig.5 Macro textures of LRed AZ31B sheet: (a) 400 °C/20 min heat treatment+LR and (b) 450 °C/20 min heat treatment+LR

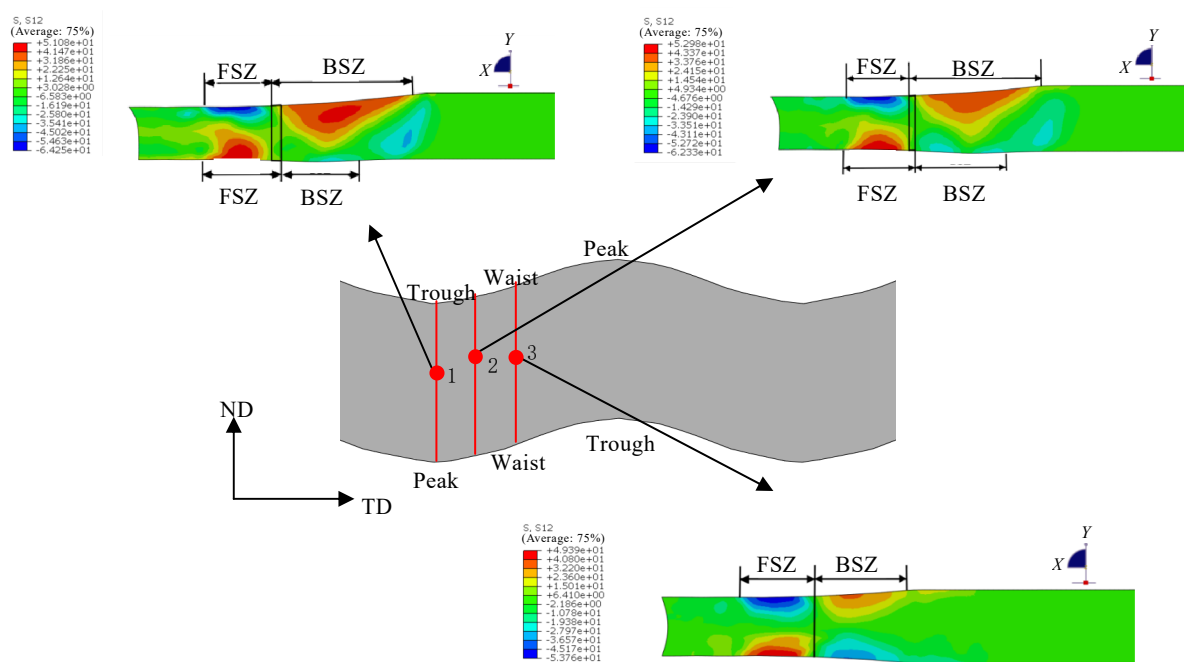


图 6 LR 后 AZ31B 板材的 RD-ND 面剪切带分布示意图

Fig.6 Schematic diagrams of shear band distributions in RD-ND plane direction of LRed AZ31B sheet

存在“搓轧区”。“搓轧”所产生的剪切力贯穿厚度方向，平行于板材表面，有利于晶粒向 RD 偏转取向^[17-18]。

金属流动仿真分析显示，波腰位置处金属存在沿 TD 方向流动。图 7 为 LR 后 AZ31B 板材的 TD 方向金属流动示意图。图中箭头方向表示金属流动方向，

图 7a~7d 表示波纹辊轧制从咬入到稳定轧制阶段金属流动过程，可见 LR 过程中，金属由波谷流向波峰，上下表面在波腰处的金属流动方向相反，为晶粒转向提供了条件。图 8 为 LR 过程中 ND-TD 面的应力云图，可以看出此轧制过程板材经历了开始阶段的压弯和后

续的压下两部分,如图中1、2位置所示。压弯变形过程中,摩擦力集中于波腰位置处,方向由波峰指向波谷且上下表面摩擦力方向相反,印证了金属流动分析;但是在压下阶段,上下表面摩擦力方向反转,与金属流动分析不符,可见压下阶段存在少量金属由波峰流向波谷,但无论压弯阶段还是压下阶段,在TD方向上都存在明显的方向相反的金属流动,在ND方向产生明显的剪切力。观测试样切去了波峰部分,波谷处晶粒除了受到ND方向的压下变形外,还受到TD方向的压缩,因此 c 轴在TD-ND面内各个方向都有分布^[19-20]。

对比400℃/20 min+LR和400℃/20 min热处理后的{0002}极图可以看出,LR后,极密度最大值由8.41下降到4.33。对比450℃/20 min+LR和450℃/20 min热处理的{0002}极图可以看出,极密度最大值由7.08下降到5.62。可见板材轧制前400℃的初始组织强度比450℃更大,但400℃/20 min+LR对组织强度的削弱效果更明显,因此400℃轧制后的组织强度反而更低,而且观察发现,柱面组织强度变化也具有此规律。由LR后的{0002}极图的极密度分布可以看出,400℃/20 min+LR后{0002}极图中的极密度分布的矩形形状比450℃/20 min+LR更加明显,同时 c 轴向TD方向大角度偏转的晶粒在400℃/20 min+LR后的{0002}极图中可以明显观察到,但是450℃/20 min+LR后却消失了。可见,正是由于400℃热处理后的基面组织更强,轧制过程中再结晶程度更低^[21-22],才导致LR过程中,由于晶粒偏转,总体的组织强度

下降更多。但在局部位置处,其组织强度应高于450℃/20 min+LR后板材的组织强度。

此外,由于400℃/20 min热处理产生的孪晶取向在ND-TD面存在60°左右的角度差,而450℃/20 min热处理产生的孪晶不存在该角度差,取向更加随机,不利于组织调控,进而导致450℃/20 min+LR的组织弱化效果比400℃/20 min+LR更差。

对比LR和热处理后板材的{0002}极图可以看出,热处理后再结晶产生了与 c 轴几乎垂直ND方向的取向和 $\{0\bar{1}10\}\langle\bar{2}113\rangle$ 、 $\{12\bar{3}1\}\langle\bar{2}113\rangle$ 2种45°左右偏转的组织,经LR后几乎在极图中消失,对应图4b~4e中也可以看出,经过LR之后热处理产生的孪晶也几乎完全消失,这是因为轧制过程中板材由于受到ND方向的压下变形,该部分晶粒施密特因子大,易进行基面滑移,晶粒 c 轴向ND方向偏转,生成新的基面组织。由图2b、2c可以看出,450℃/20 min+LR时,加热保温后板材会产生更多的再结晶晶粒,A、B2种类型组织占比更低,基面组织强度更低,拥有更多的随机取向晶粒,因此在轧制过程中,难以通过“搓轧”和TD方向的金属流动等方式来有效地调控基面组织,从而降低其宏观组织强度^[23]。

板材二道次轧制后的极图如图9所示,由图9c、9d的{0002}、{10 $\bar{1}$ 0}、{11 $\bar{2}$ 0}极图可以看出,450℃/20 min+FFR的组织强度均小于400℃/20 min+FFR,导致这一区别的唯一变量就是温度,由于两组极图极密度分布范围十分一致,且该轧制参数下几乎不会有孪晶产生^[24-25],所以450℃/20 min+FFR的动态再结晶

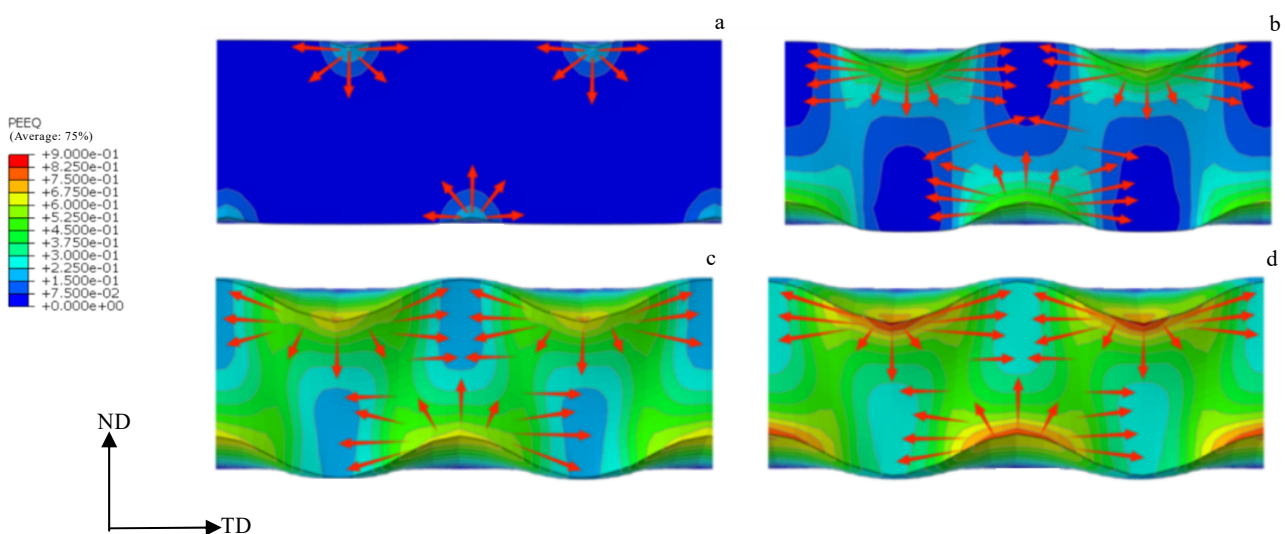


图7 LR后AZ31B板材的TD方向金属流动示意图

Fig.7 Schematic diagram of metal flow in TD direction of LR AZ31B sheet

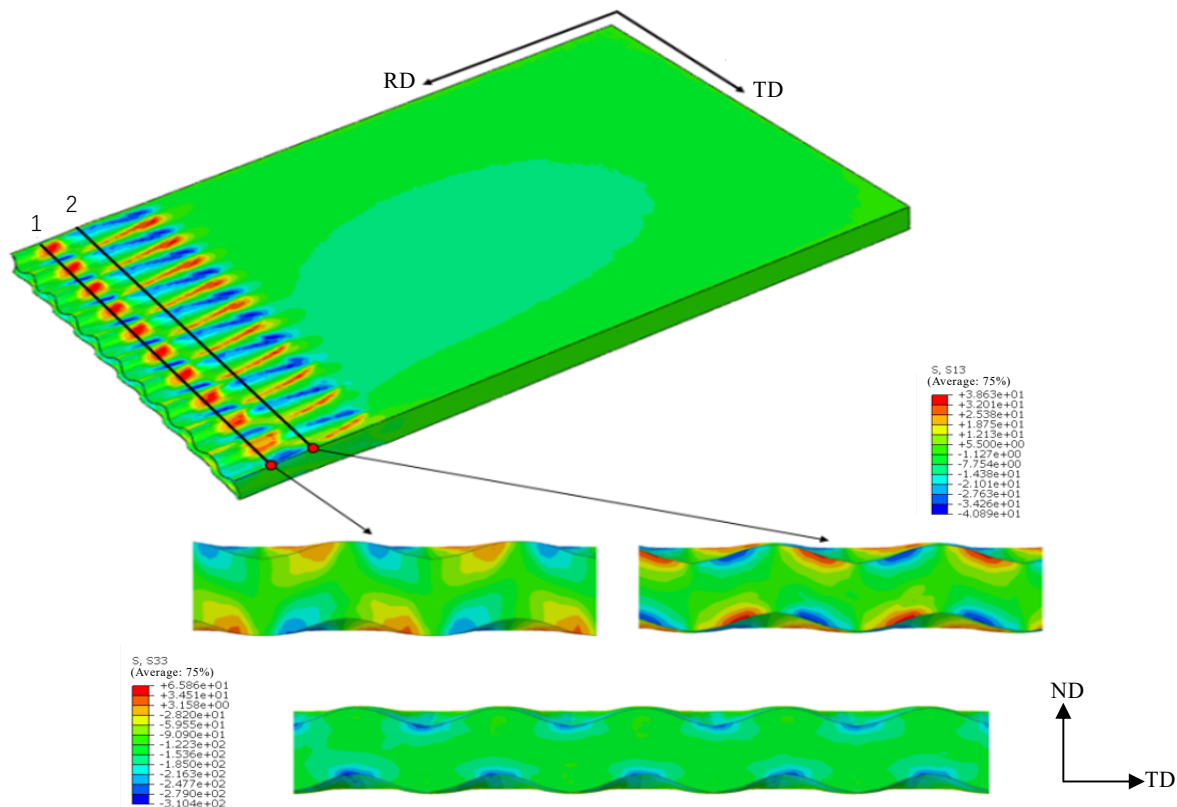


图 8 LR 后 AZ31B 板材的 ND-TD 面切应力和正应力云图

Fig.8 Nephograms of shear stress and normal stress on ND-TD surface of LRed AZ31B sheet

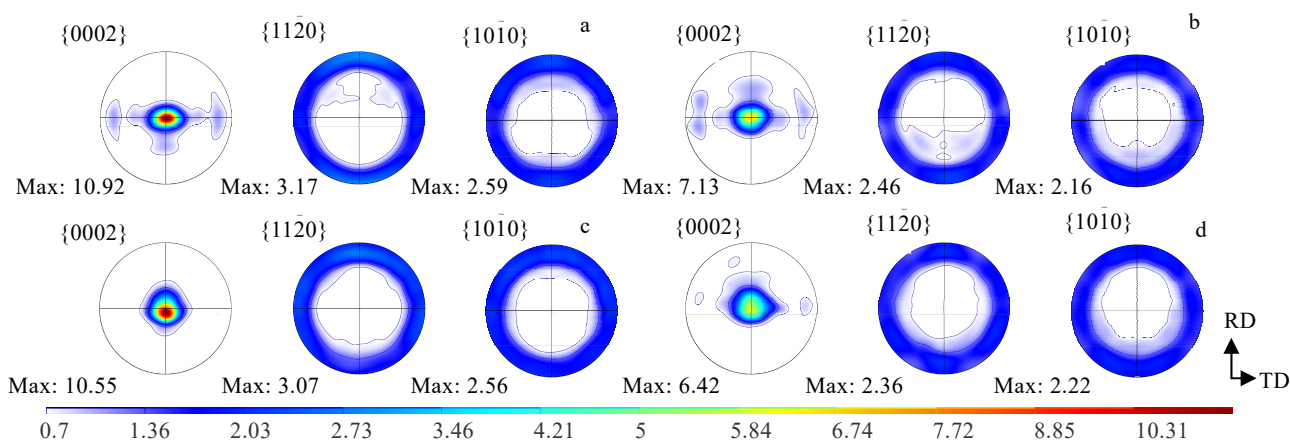


图 9 二道次轧制后 AZ31B 板材中部区域宏观织构

Fig.9 Macro textures in middle area of AZ31B sheet after two passes of rolling: (a) 400 °C/20 min heat treatment+LFR, (b) 450 °C/20 min heat treatment+LFR, (c) 400 °C/20 min heat treatment+FFR, and (d) 450 °C/20 min heat treatment+FFR

程度远大于 400 °C/20 min+FFR。400 °C/20 min+FFR 的{0002}极图的最大极密度为 10.55, 而 400 °C 热处理的{0002}极图的最大极密度为 8.41, 基面织构相对增强, 可见 400 °C 下的 FFR, 动态再结晶对织构的弱化效果不足以抵消轧制正应力导致的晶粒择优生长^[26-27]。

而 450 °C/20 min+FFR 的动态再结晶效果明显, 板材{0002}极图的最大极密度为 6.42, 对比 450 °C 热处理后{0002}极图 7.08 的最大极密度, 基面织构强度进一步下降, 可见 450 °C 下动态再结晶对织构强度的影响超过轧制正应力导致的晶粒择优生长的影响^[28]。由

图 9a、9b 可以看出 400 和 450 °C 下 LFR 的极图的极密度分布范围也十分一致, 并且同样是 450 °C 下的织构强度更低。

对比 LFR 和 FFR 的极图可以发现, LFR 的 {0002} 极图的极密度沿 TD 方向有扩展, 原因是压平过程中, 原本 LR 的波谷位置会受到垂直 ND 方向的拉应力, 波峰位置会受到垂直 ND 方向的压应力, 波腰位置处存在 TD 方向的金属流动, 使得晶粒 c 轴发生偏转。LFR 的织构强度略高于 FFR, 是因为 LFR 中的应变能更集中于波峰波谷处, 导致整体的再结晶程度略低^[29]。

3 结 论

1) LR 成型工艺可以通过引入搓轧及弯曲与挤压综合变形使晶粒方向发生偏转进而有效降低板材基面织构, 弱化效果受温度影响较大, 较低温度下的热轧, 织构弱化效果更加明显。但在二道次轧制中 LFR 和 FFR 织构强度接近, LFR 后弱化效果稍弱。

2) 400 °C/20 min 热处理主要减少了 {11 $\bar{2}$ 0}<0001> 类型织构, 从而削弱基面织构强度, 450 °C/20 min 热处理使得 {01 $\bar{1}$ 0}<2110> 和 {1120}<0001> 2 种类型织构都大幅减少, 从而削弱基面织构强度。

3) LR 后 {0002} 极图的极密度极值由点分散成矩形形状, 相比热处理的 {0002} 极图来说, 织构强度明显减弱, 晶粒 c 轴取向由 ND 向 RD 和 TD 方向发生了偏转, FEM 分析“搓轧”产生的剪切力可有效促进此过程。轧制变形产生的 TD 方向的剪切力和波谷处受到的 TD 方向的压缩促进 TD 向取向。

4) 400 °C 下 LR 轧制后的板材织构弱化效果更好。LFR 后板材中有部分 TD 织构, 且 LFR 后板材的织构强度略高于 FFR。

参考文献 References

- [1] Chino Y, Sassa K, Kamiya A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 441(1-2): 349
- [2] Zha Min(查 敏), Wang Siqing(王思清), Fang Yuan(方 圆) *et al. Journal of Netshape Forming Engineering*(精密成形工程)[J], 2020, 12(5): 20
- [3] He W J, Zeng Q H, Yu H H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 655: 1
- [4] Kwak T Y, Kim W J. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2017, 33(9): 919
- [5] Dai Q, Lan W, Chen X. *Journal of Engineering Materials and Technology*[J], 2014, 136(1): 011005
- [6] Luo D, Wang H Y, Zhao L G *et al. Materials*

Characterization[J], 2017, 124: 223

- [7] Gao Shengdong(高升栋), Wang Zhongtang(王忠堂). *Journal of Shenyang Ligong University*(沈阳理工大学学报)[J], 2016, 35(6): 7
- [8] Wang Zhongtang(王忠堂), Wang Lingyi(王羚伊). *Theory and Application of Composite Deformation of Magnesium Alloys*(镁合金复合形变理论与应用)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2020: 75
- [9] Wang Tao(王 涛), Liu Jianglin(刘江林), Qi Yanyang(齐艳阳) *et al. China Patent*(中国专利), CN109909303B[P], 2019
- [10] Yang Lipo, Liu Shuguang, Liu Gengliang. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(3): 890
- [11] Yang Bowen, Ma Chuanchuan, Xue Chun *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(1): 125
- [12] Wang Lingyun(汪凌云), Fan Yongge(范永革), Huang Guangjie(黄光杰) *et al. Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2004, 18(5): 466
- [13] Cui Xiaoming(崔晓明), Wang Zhengguang(王争光), Yu Zhilei(于智磊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(4): 1413
- [14] Cheng Yongqi(程永奇), Chen Zhenhua(陈振华), Xia Weijun(夏伟军) *et al. Nonferrous Metals Engineering*(有色金属工程)[J], 2006, 58(1): 5
- [15] Cho J H, Kim H W, Kang S B *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59(14): 5638
- [16] Hamad K, Ko Y G. *Scientific Reports*[J], 2016, 6(1): 29954
- [17] Kim W J, Yoo S J, Chen Z H *et al. Scripta Materialia*[J], 2009, 60(10): 897
- [18] Sun Z, Wu Y, Xin Y C *et al. Materials Letters*[J], 2018, 213: 151
- [19] He Pengfei(何鹏飞), He Weijun(何维均), Liu Guojia(刘国佳) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2022, 43(11): 27
- [20] Yang H W, Widianara I P, Ko Y G. *Materials Letters*[J], 2018, 213: 54
- [21] Fu Xuesong(付雪松), Chen Guoqing(陈国清), Wang Zhongqi(王中奇) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(8): 1473
- [22] Yin D L, Zhang K F, Wang G F *et al. Materials Letters*[J], 2005, 59(14-15): 1714
- [23] Yang Q S, Jiang B, Zhou G Y *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 590: 440
- [24] Luo Jinru(罗晋如), Liu Qing(刘庆), Liu Wei(刘伟) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2012, 48(6): 717
- [25] Song Xudong(宋旭东), Yuan Gecheng(袁鸽成), Li

- Xiaohui(黎小辉) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2020, 45(2): 1
- [26] Ding Yunpeng(丁云鹏), Le Qichi(乐启炽), Zhang Zhiqiang(张志强) *et al. Journal of Northeastern University*(东北大学学报)[J], 2014, 35(3): 379
- [27] Lou Huafen(娄花芬), Wang Mingpu(汪明朴), Ma Keding(马可定) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2008, 29(1): 62
- [28] Huang X S, Suzuki K, Chino Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(28): 7579
- [29] Ma R, Wang L, Wang Y N *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 638: 190

Macro Texture Evolution of AZ31B Magnesium Alloy Sheet During Longitudinal Wave and Flat Roll Rolling

Zheng Renhui^{1,2}, Liu Jianglin^{1,2}, Jia Rui^{1,2}, Yang Dongdong^{1,2}, Yang Lei^{1,2}, Zhang Jianzhuang^{1,2}, Liang Jianguo^{1,2}

(1. College of Mechanical and Vehicle Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. Engineering Research Center of Advanced Metal Composite Forming Technology and Equipment, Ministry of Education, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: To investigate the effect of longitudinal wave rolling (LR) on the macro texture of AZ31B magnesium alloy sheet, the AZ31B magnesium alloy sheet was heat treated at 400 °C/20 min and 450 °C/20 min, and was longitudinal-wave rolled and flat-rolled with amplitude of 0.35 mm and period of 4 mm. XRD was used to characterize the macro texture of the heat-treated and rolled sheet, and the texture evolution was analyzed by polar diagram and ODF. Meanwhile, the deformation behavior of the metal in the rolling deformation zone was simulated. The results show that the peak texture intensity of {0002} at 400 °C is decreased from 11.21 to 8.41, and to 7.08 at 450 °C. The texture intensity at 450 °C is weaker than that at 400 °C. After LR, the substrate texture of the sheet is weakened significantly, and a large number of grains are deflected towards RD and TD with a maximum deflection of 30° towards RD and 40° towards TD. The peak texture intensity of {0002} is decreased to 4.33 at 400 °C and to 5.62 at 450 °C. The texture weakening effect is more obvious at 400 °C than at 450 °C. After two passes of rolling, the texture intensity of the substrate at 450 °C is weaker than that at 400 °C. The analysis shows that LR makes the *c*-axis orientation of grains deflect from ND to TD and RD. The reason is that there is a “cross-shear zone” in the LR process similar to that in the asynchronous rolling process, in which the shear force promotes grains along RD. The metal flow and shear force promote the grain along TD under bending and extrusion combined deformation.

Key words: AZ31B magnesium alloy; sheet; longitudinal wave-flat rolling; finite element; macro texture

Corresponding author: Liu Jianglin, Ph. D., Associate Professor, College of Mechanical and Vehicle Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: liujianglin@tyut.edu.cn