交叉轧制对 AZ31B 镁合金边部组织及成形性的影响

支晨琛[1]，马立峰[1]，黄庆学[1,2]，朱艳春[1]，赵广辉[1]

(1. 太原科技大学 山西省冶金设备设计理论与技术重点实验室，山西 太原 030024)

(2. 太原理工大学，山西 太原 030024)

摘 要：将 AZ31B 镁合金板在 250~400 ℃的温度下以 0.5 m/s 的速度进行热轧试验，设置 4 种不同交叉轧制路径，利用扫描电镜（SEM）、电子背散射（EBSD）技术详细分析了不同轧制工艺得到的镁合金板上边裂的宏观形貌、微观结构和织构。结果表明：镁板边部裂纹随着温度的升高呈减小趋势，在 400 ℃条件下通过 RII 轧制路径得到的镁合金板几乎没有裂纹的出现。轧制温度为 350 ℃时，边部裂纹与轧制方向大致为 45º，且 RII 路径下镁板边部为“O”形态的封闭裂纹很难向两端进一步扩展，裂纹最宽部分为 129 μm。经过交叉工艺轧制后晶粒明显细化，大部分晶粒已发生完全动态再结晶，小角度晶界数量减少，基面织构峰值强度也从 23.68 最低可降为 7.62。更加细小的晶粒不仅可以产生更大面积的晶界，同时弱化基面织构，明显抑制裂纹的扩展，控制边裂的生成。

关键词：AZ31B 镁合金；交叉轧制；织构；边裂

中图法分类号：TG146.22 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2018)05-1555-07

镁合金因具有高比强度、优异电磁屏蔽特性和良好的机械性能，已成为汽车和电子行业最有前途的轻金属材料。然而，镁合金加工性能极差，尤其是轧制时易导致严重的边部裂纹，极大地限制了镁合金在工业生产中的应用[1]。镁合金因其密排六方(hcp)结构在室温下仅存在少量滑移系，室温塑性加工性能较差。实际生产时往往通过热变形方式(如挤压、轧制等)细化晶粒、改善合金的组织结构来提高合金的力学性能。然而镁合金在常规热变形后会形成较强的{0002}基面织构，这种织构会导致镁合金较差的室温性能和较强的各向异性，使板材在轧制时更加容易开裂。近几年来，高温条件下镁合金变形时组织演变和织构变化受到研究者们的广泛关注，尤其是一些新技术的出现，如异步轧制[2]、交叉轧制[3]、等径角轧制[4]、累计复合轧制[5]和高压扭转变形[6]。陈慧聪[7]等通过对轧制态 AZ31 镁合金板材进行多向预压缩改善了材料的再变形行为。Kotiba[1]等使轧板在道次间沿纵轴旋转 180°进行异步轧制，利用剪切变形成功获得织构弱化、均匀细小的内部组织。同样的，R. Ma[8]，梁书锦[9]等也通过非对称轧制工艺改善了 AZ31 镁合金轧后组织及织构。

然而，现有的研究主要关注点是如何在镁合金轧制过程中获得均匀细小的组织和织构弱化，至于不同轧制技术导致的镁合金板材边裂情况则少有提及。Zhang [10]等将热损伤机理与有限元模型有效结合，预测出镁合金在轧制过程中边裂的发展。Ding[11]等在常规轧制前对镁合金板进行立轧，改善了镁板边部的组织均匀性并弱化边部基面织构，从而成功减少了镁合金边裂的发生。

在之前的工作中，作者通过有限元数值模拟分析出镁合金边部裂纹损伤机理和温度分布，建立了 AZ31 表面温度梯度的数学模型[12]。此外，研究结果表明，减少长条形孪晶和第二相 β-$Mg_{17}Al_{12}$ 的产生是控制边部裂纹的关键因素之一[13]。通过预制冠状轧制工艺可以有效抑制 AZ31 的边部裂纹，但是预制冠状需要较大的工作量[14]，因此，本实验继之前工作采用纵横交叉轧制工艺，分析镁合金 AZ31 轧制板边缘裂纹的微观组织、织构和裂纹形态，研究不同轧制工艺对边裂的影响。

1 实 验

本研究中所用材料尺寸为 90 mm×90 mm×7 mm 的铸态 AZ31B 镁合金（Mg-3.37Al-0.86Zn）。从图 1 可以看出，原始材料为典型的等轴状晶粒，晶粒尺寸≥31 μm 的晶粒占 57.3%，再结晶晶粒呈现典型的项链状分布在大晶粒的周围。

将原始材料分别在 250，300，350 和 400 ℃的温度下加热 30 min，轧制过程中轧辊保持在 150 ℃，轧

收稿日期：2017-05-07

基金项目：国家自然科学基金(U1610253)；山西省重点研发计划(201603D111004，201603D121010)；山西省“青年三晋学者”特聘教授支持计划；太原重型机械装备协同创新中心省级专项资助

作者简介：支晨琛，女，1989 年生，博士生，太原科技大学机械工程学院，山西 太原 030024，电话：0351-2776769，E-mail: 503288079@qq.com

制速度为 0.5 m/s。每两道次间将试样回炉加热 15 min，以保证镁板初始轧制温度误差控制在 5 ℃以内。采用图 2 中 4 种不同路径对原始材料进行 4 道次轧制实验（RD，TD 和 ND 分别表示轧制方向，横向和法向），每道次压下量分别为 30%，25%，20%和 15%。RII 表示第 2 道次和第 4 道次时围绕上道次轧制方向逆时针旋转 90°继续轧制。

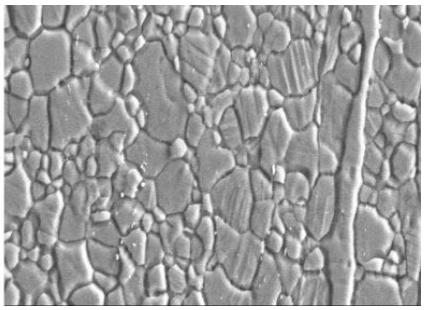


图 1　铸态 AZ31B 镁合金原始组织

Fig.1　Microstructure of as-received AZ31B magnesium alloy

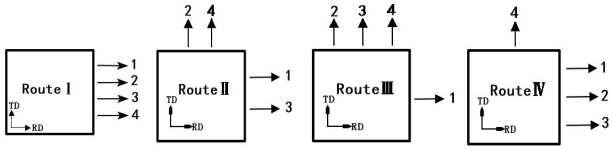


图 2　轧制路径示意图

Fig.2　Schematic diagram of rolling routes

采用 ZEISS 扫描电子显微镜（SEM）分别对边部裂纹 RD-TD 和 RD-ND 截面进行表征。通过电子背散射（EBSD）对试样的 RD-TD 平面的组织、织构、晶界、动态再结晶状态进行表征。EBSD 样品电解抛光制备溶液为 ACII，电压 20 V、时间 45~50 s。此外，定义最大裂纹深度为沿着 TD 方向边缘裂纹的最大长度。裂纹质量通过每 100 mm 平均裂纹数量来表征。

2　结果与讨论

2.1　不同轧制路径对轧板边裂宏观形貌的影响

图 3 为不同轧制路径和温度下所得镁板宏观形貌。由图可知，所有边部裂纹均是由板材边部沿着 TD 方向向镁板中心扩展。在 250 ℃温度下轧制时，4 种路径均出现较严重的边部裂纹，尤其在 RI、RIII 和 RIV 3 种路径下镁板的裂纹均向镁板中心横向扩展。这主要是因为材料在较低温度变形时，晶粒中动态再结晶驱动力不足，导致变形能较低。随着轧制温度的升高，裂纹的长度和深度均有所减小。在 350 和 400 ℃时边裂现象几乎消失。这可能是由于随着温度的升高，镁合金滑移系被激活，材料内部发生大量动态再结晶，合金变形能力大大提高。此外，轧制时材料的变形阻力也随着温度的升高而降低。当温度升高到 400 ℃时，晶粒中的位错攀移更容易发生，动态再结晶的形核速率增加，导致材料软化效应增强。当温度从 250 ℃升至

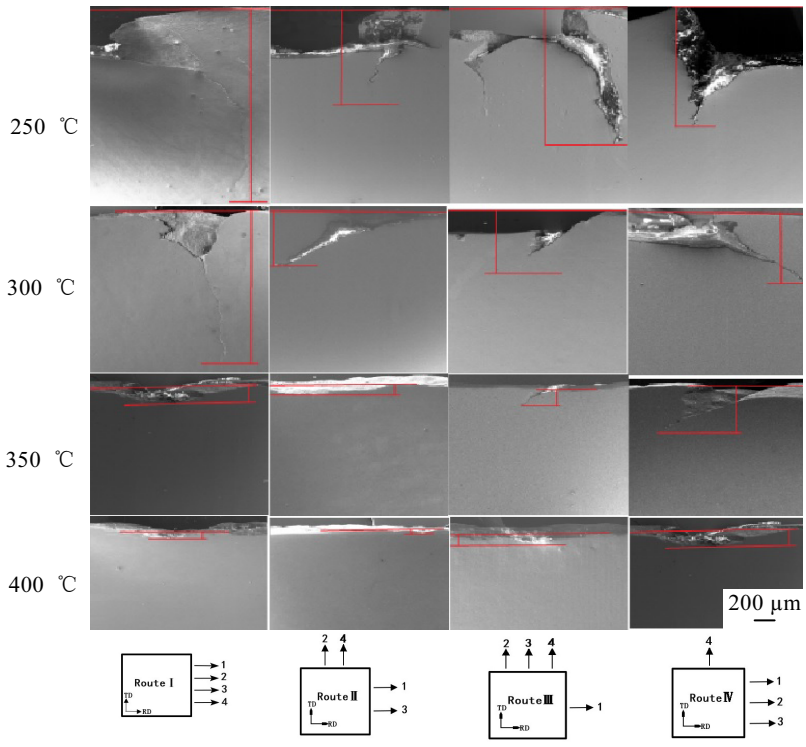


图 3　不同轧制工艺裂纹宏观形貌比较

Fig.3　Macroscopic morphology of cracks in AZ31B roiled under at different conditions

400 ℃时，镁板边部出现较少的裂纹。之前的研究结果表明，在实际轧制过程中，镁板中心和边缘之间的温度差约为 50 ℃，而镁合金在低温下极差的成形性是产生边裂的重要原因。因此，本研究拟适当提高轧制温度至 350 ℃来进一步研究轧制边裂。

由图 3 可知，在相同的初始轧制温度下，RI 路径的轧制裂纹沿着 TD 方向扩展，这种裂纹扩展方式极易使板材发生横向断裂从而导致较低的生产率。从常规轧制（RI）到交叉轧制（RIII，RIV）以及之后的多次交叉轧制（RII），边部裂纹得到很好的控制。与其他路径相比，不同温度下的 RII 路径的边部裂纹均表现为较小的尺寸，且裂纹方向与轧制方向成 45º角，此时裂纹不容易向板中心进一步扩展。

表 1 为图 3 裂纹的量化数据统计，给出了不同温度和轧制路径条件下所得组织的最大裂纹尺寸及每 100 mm 裂纹数量。最大裂纹尺寸及每 100 mm 裂纹数量均随着温度的升高表现出减小的趋势，交叉轧制后板材的边裂程度相比常规轧制（RI）均有一定程度的降低，其中 RII 路径在 400 ℃轧制时边裂程度最轻，其最大裂纹尺寸及每 100 mm 裂纹数量分别为 61 和 0.3。

低温下常规轧制得到的镁板裂纹宽度较大，且裂纹后期扩展非常严重，裂纹的扩展长度占裂纹总长度的 66%，这表明此时轧板的微观结构不能有效抑制裂纹延伸。RIII 和 RIV 路径下板材裂纹的扩展得到有效控制，且方向与 RD 成 45°角，这主要是因为该方向为最大剪切应力分布的方向[15]。当轧制温度大于 300 ℃时，经过 RII 工艺轧制后得到的镁板边部裂纹急剧减少，部分板材甚至没有裂纹的出现。此时，镁板表面得到了较平整的边部，轧板生产效率可获得一定程度提高。

2.2　350 ℃不同轧制路径边裂宏观形貌分析

观察图 3 不同温度得到镁板边部的宏观形貌可知，350 ℃时裂纹的改善最为显著，与单向轧制（RI）相比，多次交叉轧制（RII）每 100 mm 处的最大裂纹深度，平均裂纹深度和裂纹数量分别减少了约 51.0%，69.7%和 47.4%。故基于上述讨论，就 350 ℃条件下不

表 1　不同轧制工艺的裂纹数量及质量

Table 1　Crack depth and its average number per 100 mm of alloy by different rolling routes in Fig.3

	Maximum size of crack/μm				Number of cracks per 100 mm			
	250 ℃	300 ℃	350 ℃	400 ℃	250 ℃	300 ℃	350 ℃	400 ℃
R I	2609	1930	251	100	8.5	3.4	1.9	1.1
RII	1331	806	173	**61**	3.0	2.6	1.0	**0.3**
RIII	1895	883	206	125	5.3	2.7	1.3	0.6
RIV	1683	912	692	223	4.5	3.0	1.2	0.6

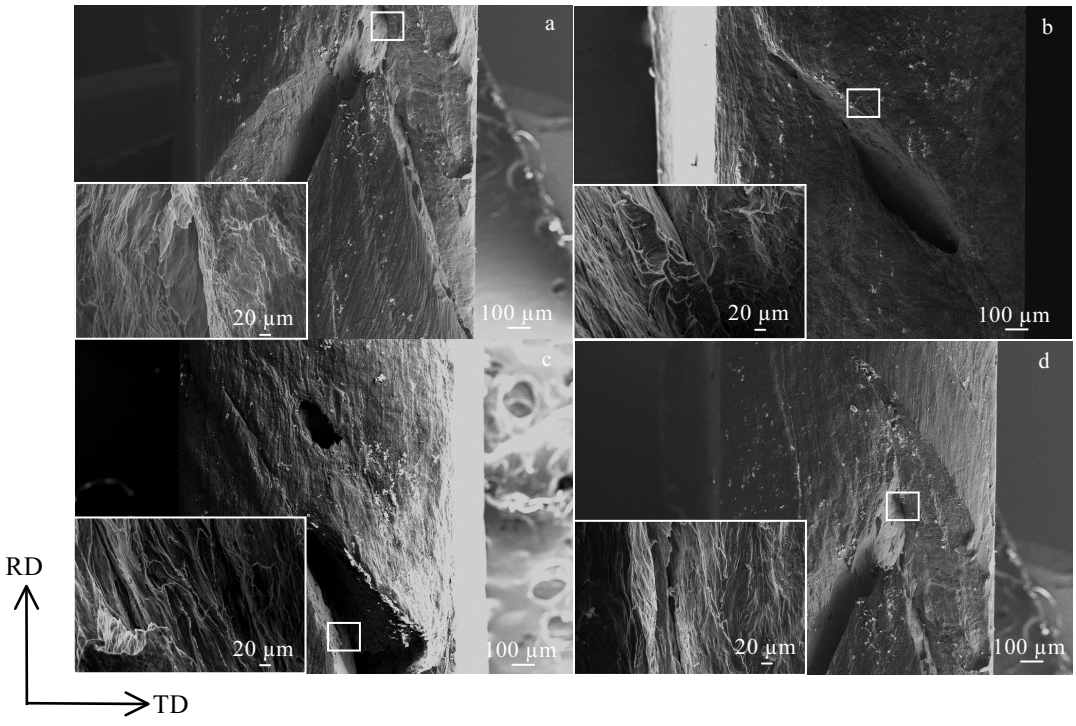


图 4　350 ℃不同轧制路径镁板侧面裂纹的微观形貌

Fig.4　Fractography of edge cracks from various rolling routes at 350 ℃: (a) RI, (b) RII, (c) RIII, and (d) RIV

同轧制路径所得镁板的开裂机理进行进一步研究，图 4 为该温度不同轧制路径下边部裂纹 RD-ND 面的开裂形貌。由图 4a 可知，经过 RI 与 RIV 路径轧后的镁板边部有明显的褶皱并有大尺寸裂纹的出现，裂纹呈现“V”形貌并由板中心部向两侧扩展及镁板上下表面扩展形成表面裂纹，严重影响镁合金板的成材率。在金属变形过程中，大多数的裂纹都是由不均匀变形和遇到障碍物（晶界或第二相）引发，产生较高的应力集中，当应力集中达到临界断裂强度时，裂纹就会产生。由于最大的剪切应力的分布，RII 和 RIII 的裂纹与轧制方向大致为 45º，RIII 的裂纹一侧向板面扩展，另一侧裂纹受到抑制，附近板面没有裂纹的出现。而 RII 路径下镁板边部为 “O”形态的封闭裂纹，很难向两端进一步扩展，裂纹最宽部分为 129 μm。而其他 3 个裂纹均贯穿了镁板的整个厚度方向，表现出较差的成形性能。由此可知，交叉轧制可以有效增加不同道次间的剪切应力，减少单一方向应力集中，从而减少边裂的发生。

2.3　不同轧制路径轧板显微组织织构分析

图 5 为 350 ℃不同轧制路径 AZ31 板材的再结晶状态分布图，并包含了大小角度晶界的数量及分布。图中不同晶粒颜色表示晶粒的不同状态，蓝色表示发生完全动态再结晶晶粒，黄色表示亚晶粒状态，而红色即为变形晶粒。其中，将取向差为 2°~15°的晶界定义为小角度晶界（LAGB），如图用绿色的实线表示；将取向差大于 15°的晶界定义为大角度晶界（HAGB），如图用黑色实线表示。如图 5a 为常规轧制后镁板的组织，晶粒尺寸较大且分布极不均匀，92%面积的晶粒为发生形变晶粒，只有极少部分的再结晶晶粒存在。此外，在较大的形变晶粒内部出现了较大数量的小角度晶界。RIV 路径轧后晶粒尺寸有所减小，形变晶粒的数量有一定程度的降低。经过 RII、RIII 工艺轧制得到的组织晶粒明显细化，大部分晶粒已发生完全动态再结晶，其余面积为部分亚晶粒和极少量的形变晶粒，其中多次交叉轧制（RII）组织中几乎没有形变晶粒的出现。

除了常规轧制外，其他 3 种交叉轧制工艺均有再结晶组织的出现。这主要是因为纵横交叉轧制时镁板边缘处受到不同方向的剪切应力作用，使得剪切带增多，从而为边缘组织再结晶提供大量的形核点，有利于晶粒细化和边部加工性能提高。还有可能是因为，在交叉轧制变形过程中产生了大量的滑移，从而导致材料储存了更高的变形能，以促进再结晶的发生和晶粒细化[16]。此时，镁板在塑性变形过程中内部发生动态再结晶，部分晶粒通过动态回复形成亚晶。亚晶即为晶粒细化的初始机制，在较大的应力条件下继续长

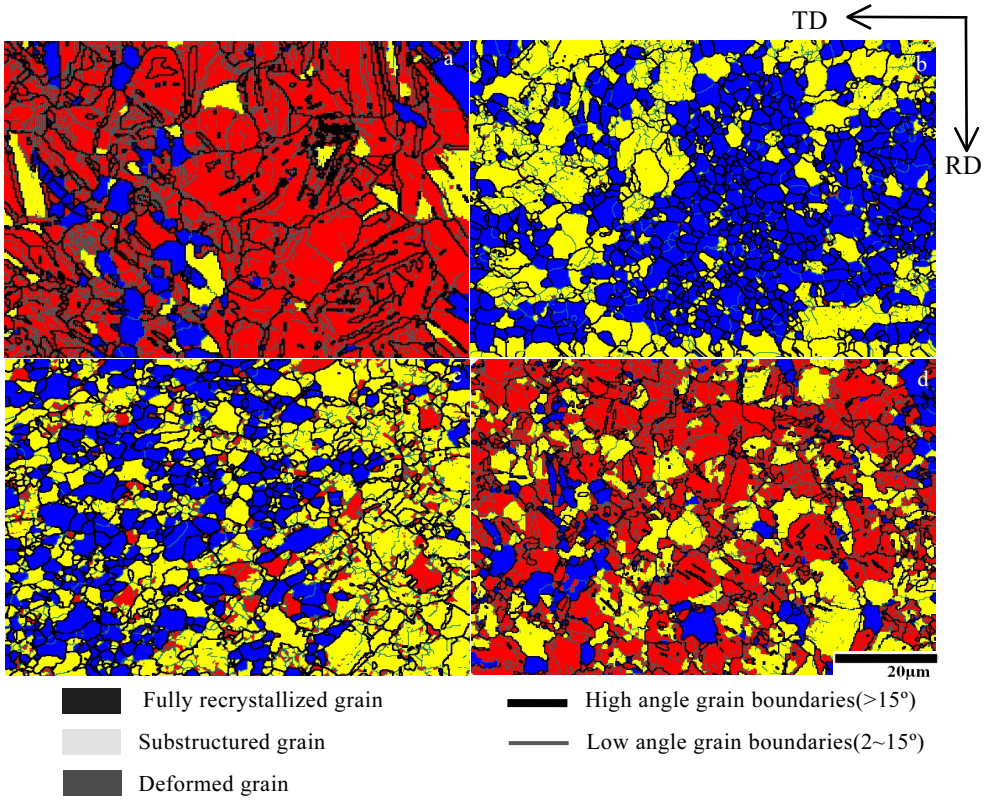


图 5　350 ℃不同路径轧制 AZ31 板材的再结晶状态分布图

Fig.5　Recrystallization distribution of AZ31magnesium alloys under various rolling routes at 350 ℃: (a) RI, (b) RII, (c) RIII, and (d) RIV

大或者发生合并，最后转化为具有大角度晶界的再结晶晶粒。图 5b 中组织晶粒尺寸较小且分布均匀，60%以上的晶粒发生了完全动态再结晶，小角度晶界明显减少，仅分布在部分还未发生动态再结晶的亚晶粒中，据此组织形貌可推断 RII 轧制工艺下最有可能获得较少边部裂纹的镁合金板材。

图 6 中柱状图表示镁板在不同工艺下轧制后组织的取向分布。与常规轧制后组织内（图 6a）小角度晶界占整个晶界的 42.5%相比，交叉轧制可以明显减少小角度晶界的数量，同时增多大角度晶界数量，结合图 5 推断，可能是较大程度的动态再结晶导致了小角度晶界数量的减少，经 RII、RIII 交叉轧制后小角度晶界（LAGB）占比均小于 25%。其中，RI、RIV 的取向差分布图中有与基体取向相差 86°的晶界出现，这就是镁合金中典型的$\{10\bar{1}2\}$拉伸孪晶，常规轧制后拉伸孪晶的数量较多，这与之前组织中表征的孪晶形貌相一致。傅定发[17] 和 J. Su [18]也研究表明 AZ31 镁合金薄板 300 ℃下通过常规轧制将会有大量孪晶出现。由图 6 可知，单一方向轧制后极图最大密度为 23.68，主要分布在极图的中心处，说明此时大多数晶粒 *c* 轴∥ND 方向。经过交叉轧制后，(0002)极图密度最大值均有不同程度的减小，这可能是因为镁板在变形过程中受到的剪切力作用于晶粒，使晶粒向 RD 方向或 TD 方向发生倾斜，*c* 轴与 ND 方向平行的晶粒数量减少，基面织构发生明显弱化。另外，由晶粒组织可知晶粒发生了较大程度动态再结晶，晶粒尺寸减小，晶粒细化后晶界所占比例增多，增大了裂纹扩展的阻力。此外，由晶粒取向分布图表明，更加细小的组织可以弱化基面织构，限制裂纹的进一步扩展。Zhang[19] 和 Iwanaga [20]等也研究发现基面织构的弱化可以明显提高材料的加工性能。

2.4　350 ℃不同轧制路径边部裂纹 EBSD 分析

对 350 ℃轧制温度下各路径所得镁板裂纹尖端附近组织的微观机理进行 EBSD 分析，图 7 为不同轧制工艺的晶粒取向分布图。如图 7a 所示，路径 RI 轧制后，微观组织中有直径为 5~54 μm 的粗晶以及大量孪晶的出现，大部分晶粒呈现红色，说明这些晶粒的 *c* 轴平行于 ND，此时将会导致产生很强的基面织构。这主要是因为在轧制过程中会生产大量的拉伸孪晶$\{10\bar{1}2\}$，此时拉伸孪晶在变形过程中起主要作用。

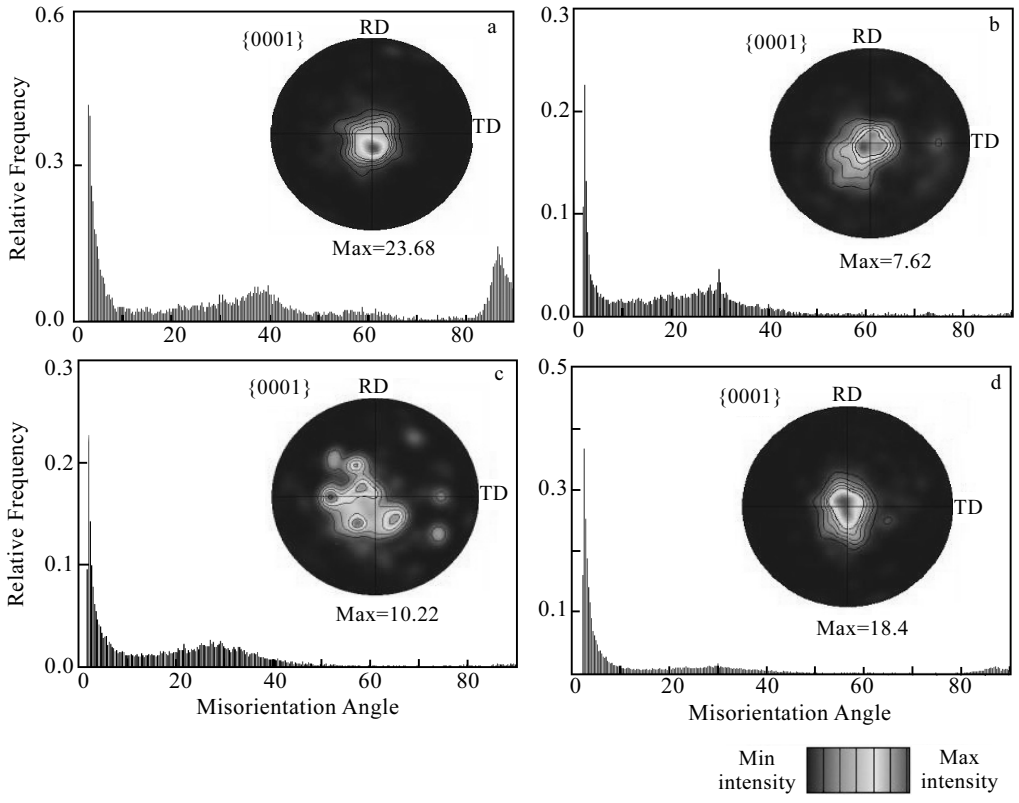


图 6　350 ℃不同路径轧制 AZ31 板材的取向差分布及(0002)极图

Fig.6　Misorientation distribution and (0002) pole figure of AZ31 magnesium plates under various rolling routes at 350 ℃: (a) RI, (b) RII, (c) RIII, and (d) RIV

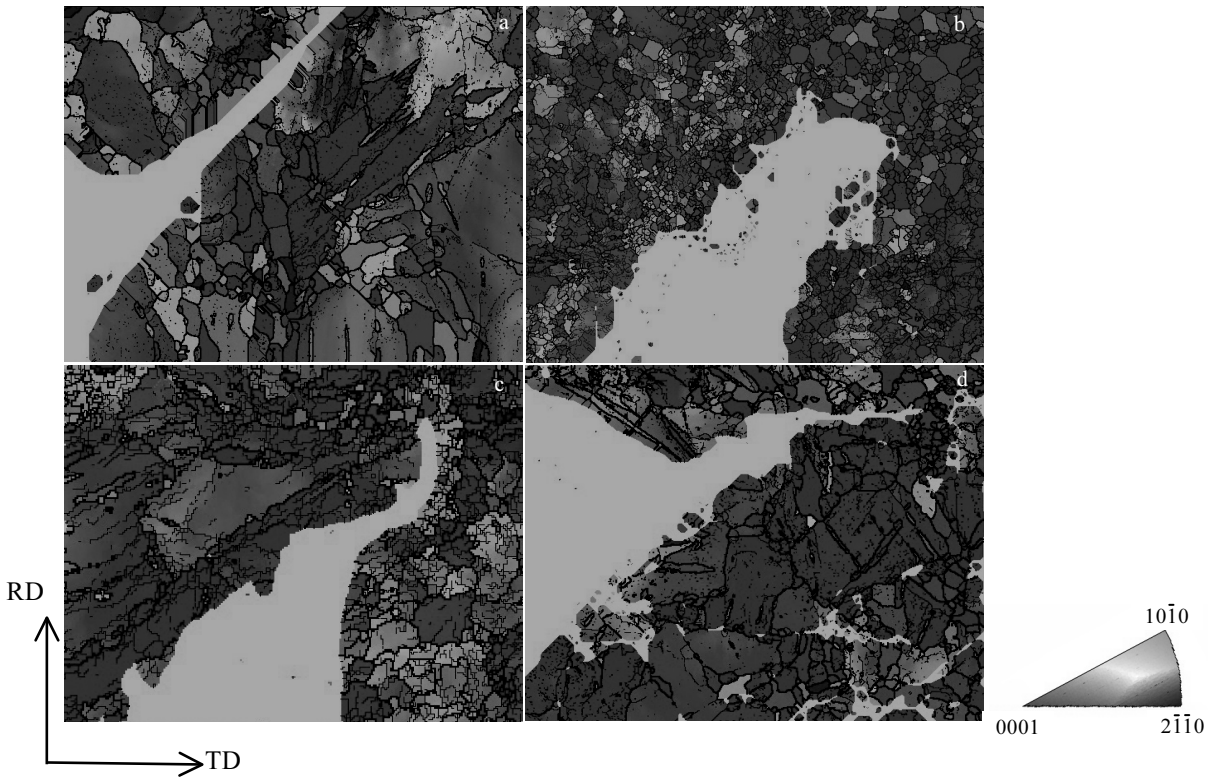


图 7　不同轧制路径裂纹尖端晶粒取向分布图

Fig.7　Inversepole figure of tips around edge cracks from various rolling routes at 350 °C: (a) RI, (b) RII, (c) RIII, and (d) RIV

经过常规轧制工艺后板材裂纹尖端较其他交叉轧制板材裂纹更加尖锐，更容易扩展到板材中心部分。由图 7b、7c 可知，RII 和 RIII 轧制后组织主要由较细小等轴晶粒组成，且晶粒大小趋于均匀。RII 工艺组织平均晶粒尺寸为 4.1 μm，分别比 RI，RIII 和 RIV 的晶粒尺寸细小约 60.5%，15.3%和 32.9%。晶粒细化后晶界所占比例增多，增大了裂纹扩展的阻力。除了常规轧制外，其他 3 种交叉轧制工艺均有再结晶组织的出现。这主要是因为纵横交叉轧制时镁板边缘处受到不同方向的剪切应力作用，使得剪切带增多，从而为边缘组织再结晶提供大量的形核点，有利于晶粒细化和边部加工性能提高。还有可能是因为，在交叉轧制变形过程中产生了大量的滑移，从而导致材料储存了更高的变形能，以促进再结晶的发生和晶粒细化。如图 7c 所示，经过 RIII 路径轧制后镁板边部表现出较大的开裂倾向，裂纹附近晶粒尺寸较大，且分布不均匀，裂纹尖端为小圆弧状，较 RII 大圆弧形貌裂纹更易向内扩展。

3　结　论

1）从常规轧制（RI）到交叉轧制（RIII，RIV）及纵横两次交叉轧制（RII），镁板边部裂纹受到明显抑制。不同温度下，经过 RII 路径轧制后镁板的边部裂纹最小。在相同轧制路径下，400 ℃时板材呈现出较好的加工性能，其中通过 RII 路径在 400 ℃轧制时几乎没有边裂的产生。

2）由于最大的剪切应力的分布，RII 和 RIII 的裂纹与轧制方向大致为 45º。RII 路径下镁板边部为“O”形态的封闭裂纹，很难向两端进一步扩展，裂纹最宽部分为 129 μm。经过 RI 与 RIV 路径轧后的镁板边部有明显的褶皱并有大尺寸裂纹的出现，裂纹呈现“V”形貌并由板中心部向两侧扩展及镁板上下表面扩展形成表面裂纹。

3）经过交叉工艺轧制后晶粒明显细化，大部分晶粒已发生完全动态再结晶，其余面积为部分亚晶粒和极少量的形变晶粒，其中多次交叉轧制（RII）组织中几乎没有形变晶粒的出现。

4）交叉轧制明显减少小角度晶界的数量，同时增多大角度晶界，说明晶粒内部发生了更大程度的动态再结晶行为，经 RII、RIII 交叉轧制后小角度晶界（LAGB）占比均小于 25%，基面织构也从 23.68 可降为最低 7.62。

参考文献　References

[1] Hamad K, Kotiba Y G. *Sci Rep*[J], 2016(6): 29 954

[2] Xia W, Chen Z, Chen D *et al*. *J Mater Process Technol*[J], 2009, 209: 26

[3] Kim D G, Lee K M, Lee J S *et al*. *Mater Lett*[J], 2012, 75: 122

[4] Ding X, Lee W T, Chang C P *et al*. *Scripta Mater*[J], 2008(5): 1006

[5] Zhan M Y, Li Y Y, Chen W P *et al*. *J Mater Sci*[J], 2007, 42: 9256

[6] Stráská J, Janeček M, Gubicza J *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2015, 625: 98

[7] Chen Huicong(陈慧聪), Liu Tianmo(刘天模), Xu Shun(徐舜) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2014, 43(10): 2479

[8] Ma R, Wang L, Wang Y N. *Mater Sci Eng A*[J], 2015, 638: 190

[9] Liang Shujin(梁书锦), Liu Zuyan(刘祖岩), Wang Erde(王尔德) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2017, 46(5): 1411

[10] Zhang D F, Dai Q W, Fang L *et al. Trans Nonferrous Met Soc*[J], 2011, 21: 1112

[11] Ding Y, Le Q, Zhang Z *et al. J Mater Process Technol*[J], 2013, 213: 2101

[12] Jia Weitao(贾伟涛), Ma Lifeng(马立峰). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2016, 45(3): 702

[13] Ma Lifeng(马立峰), Pang Zhining(庞志宁), Ma Ziyong(马自勇) *et al. Journal of Materials Science and Engineering* (材料科学与工程学报)[J], 2014, 32(5): 665

[14] Huang Zhiquan(黄志权), Huang Qingxue(黄庆学), Wei Jianchun(韦建春) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(6): 1461

[15] Xie H B, Jiang Z Y, Yuen W Y D. *Tribol Int*[J], 2011, 44: 971

[16] Valle J A D, Pérez-Prado M T, Ruano O A. *Mater Sci Eng A*[J], 2003(1): 68

[17] Fu Dingfa(傅定发), Xu Fangyan(许芳艳), W Xei(夏 伟) *et al*. *Natural Science Journal of Xiangtan University*(湘潭大学自然科学学报)[J], 2005, 27(4): 57

[18] Su J, Sanjari M, Kabir A S H *et al. Scripta Mater*[J], 2015, 113: 198

[19] Zhang H, Cheng W, Fan J *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2015, 637: 243

[20] Iwanaga K, Tashiro H, Okamoto H *et al. J Mater Process Technol*[J], 2004(1): 1313

Effect of Cross Rolling on the Edge Microstructure and Formability of AZ31B Magnesium Alloy

Zhi Chenchen[1], Ma Lifeng[1], Huang Qingxue[1,2], Zhu Yanchun[1], Zhao Guanghui[1]

(1. Shanxi Provincial Key Laboratory of Metallurgical Equipment Design and Technology, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: The AZ31B magnesium alloy sheet was subjected to a hot rolling test in a temperature range from 250 °C to 400 °C at a rate of 0.5 m/s, and four different cross rolling paths were selected to reduce the edge cracks during the deformation. The macroscopic morphology, microstructure and texture of the magnesium alloy plate obtained by different rolling processes were analyzed by scanning electron microscopy (SEM) and electron backscattered diffraction (EBSD). The results show that the edge crack of the magnesium plate decreases with the increase of temperature, and there are almost no cracks in the magnesium alloy plate obtained by the RII rolling path at 400 °C. The angles between edge crack and rolling direction are approximately 45º, and the edge of the magnesium plate forms an "O" with the widest part of 129 μm under rolling path II, which means that it will be difficult to further expand to both sides. After the multi-cross rolling, the grains are obviously refined, and most of the grains have a completely dynamic recrystallization. The number of low-angle grain boundaries decreases with the change of rolling paths, and the peak intensity of the base texture is reduced from 23.68 to 7.62. Finer grains can produce a larger grain boundary, weaken the base texture, remarkably inhibit the expansion of the crack, and control the formation of edge crack.

Key words: AZ31 Mg alloy; cross rolling; texture weakening; edge crack

Corresponding author: Ma Lifeng, Ph. D., Professor, School of Mechanical Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: malifengtyust@163.com