

热轧 AZ31 镁合金薄板的室温成形性

刘华强[✉], 唐 荻, 米振莉, 胡水平, 王 哲

北京科技大学高效轧制国家工程研究中心, 北京 100083

[✉] 通信作者, E-mail: Lhuaqiang@163.com

摘 要 针对 AZ31 镁合金板材室温冲压成形较差的特点, 采用不同轧制温度获得镁合金板材, 使用半球形凸模胀形, 绘制镁合金室温成形极限图并分析轧制温度对镁合金板材组织和室温成形能力的影响. 发现 AZ31 镁合金板材的成形性能不仅与晶粒尺寸有关, 还与晶粒取向有关. 基面织构的减弱可明显提高板材的胀形性能, 在基面织构强度相似的情况下, 晶粒尺寸对板材的成形性能起决定性影响.

关键词 镁合金; 成形; 冲压; 显微组织; 织构

分类号 TG146.2⁺2

Room temperature formability of hot-rolled AZ31 magnesium alloy sheets

LIU Hua-qiang[✉], TANG Di, MI Zhen-li, HU Shui-ping, WANG Zhe

National Engineering Research Center of Advance Rolling Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

[✉] Corresponding author, E-mail: Lhuaqiang@163.com

ABSTRACT Due to the poor pressing formability of AZ31 magnesium alloy sheets at room temperature, the magnesium alloy sheets were obtained by rolling at different temperatures and their forming limit diagram (FLD) was drawn by the test of hemispherical punch bulging at room temperature. The effects of rolling temperature on the microstructure and room-temperature formability of the magnesium alloy sheets were analyzed. It is found that the room-temperature formability of the magnesium alloy sheets not only depends on grain size, but also depends on grain orientation. The weakening of the basal texture can significantly improve the performance of bulging forming, and grain size plays a decisive role on the room-temperature formability of the magnesium alloy sheets at the similar basal texture intensity.

KEY WORDS magnesium alloys; forming; pressing; microstructure; textures

变形镁合金是目前使用最轻的金属结构材料之一, 不仅具有较高的比强度和比刚度, 而且具有优良的电磁屏蔽性、散热性、减震性和机械加工性能^[1-2]. 由于室温下镁合金可开动的滑移系少, 塑性成形能力有限, 其冲压一般都在一定温度下进行. 热冲压不仅需要额外的模具加热系统而增加成本, 而且板材也需要预热, 使生产效率降低. 因此, 提高镁合金板材的室温冲压成形, 是镁合金研究领域的一个重要方向. 镁合金在高温下的成形极限图 (FLD) 国内外已有较多研究^[3-9], 而室温成形极限

图的研究并不多见^[10-11]. 本文制备了三种温度下轧制的镁合金板材, 测定了其成形极限图^[12-16]. 采用半球形凸模胀形, 将板料用压边装置压紧, 半球形凸模向上运动, 直至板料产生明显缩颈或破裂, 记录破坏区附近的应变情况绘制成形极限图并分析轧制温度对镁合金板材室温成形性能的影响.

1 试验材料及方案

AZ31 变形镁合金板材的化学成分如表 1 所示. 采用厚度为 2.0 mm, 宽 300 mm 的 AZ31 镁合金

挤压板材，分别在 250、350 和 450 °C 下五道次轧至厚度为 1 mm 后作为试验板材，道次间保温 10~15 min. 板材轧后在 300 °C 下退火保温 60 min. 上述

三种温度下轧制的板材分别编号为 TB、TC 和 TD. 为获得不同应变路径下的极限主应变变量，设计八种不同宽度的试样，试样和试验结果如图 1 所示.

表 1 试验镁合金的化学成分 (质量分数)

Table 1 Chemical composition of the tested magnesium alloys

Al	Zn	Fe	Cu	Mn	Ni	Mg
2.80~3.10	1.04~1.17	≤ 0.0025	≤ 0.0017	0.221~0.321	≤ 0.01	余量

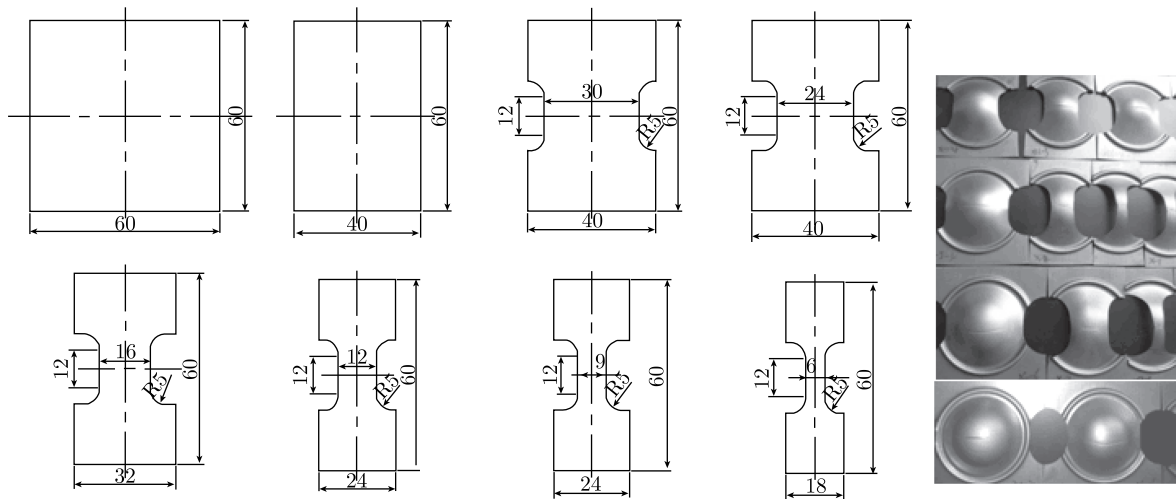


图 1 镁合金板材成形极限图试样及试验结果 (单位: mm)

Fig.1 Specimens (unit: mm) for the forming limit diagram of the magnesium alloy sheets and testing results

为了测定试样表面应变变量，在试样一面印制边长为 2.0 mm 的正方形网格模板. 网格的印制方法为电化学腐蚀法，如图 2 所示 (P 为压紧力).

toGrid 网格自动分析系统获得. 该系统包含用于网格识别的高精度相机和一套应变分析软件 (软件在计算机内).

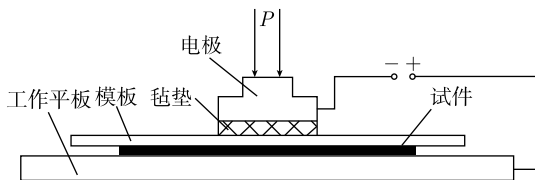


图 2 电腐蚀法印制网格示意图

Fig.2 Schematic of grid printing by electric etching

由于成形极限图试验模具上特有的压边槽，会使镁合金板材在该处发生破裂，而材料在埃里克森试验与成形极限图试验中所处的应力状态一致，故本研究用埃里克森试验模具来代替. 室温埃里克森试验在 Zwick 板料成形试验机上进行，钢模胀形试验原理见图 3，模具的各项参数如表 2 所示. 在试验过程中，试样无网格的一面与凸模接触，采用机油润滑，凸模速度 $0.1 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. 通过设置裂纹敏感度控制凸模行程，裂纹敏感度设置为 500 N，试样出现微裂纹后即可自动卸载. 成形极限点是由 Au-

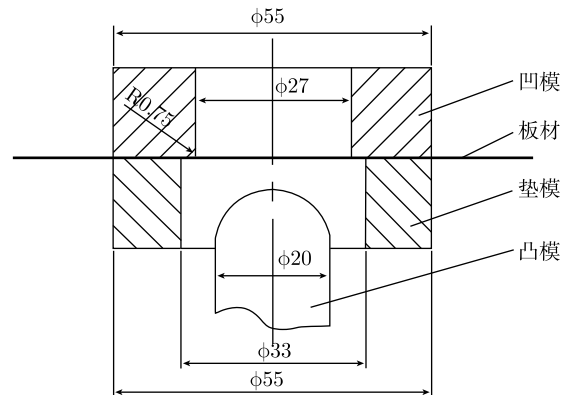


图 3 埃里克森试验示意图 (单位: mm)

Fig.3 Schematic of Eriksson test (unit: mm)

表 2 试验模具参数

Table 2 Parameters of the test mold

凸模半球直径/mm	凹模内径/mm	凹模外径/mm	凹模内侧圆角半径/mm	垫模内径/mm	垫模外径/mm
20	27	55	0.75	33	55

2 讨论分析

2.1 网格应变

试样的极限应变点位于裂纹附近，因此网格应变分析的重点是裂纹区域。每个成形极限试验包括多套试样，网格应变分析以 TD 试样为例，分析该组试样中最宽试样 (60 mm×60 mm) 和最窄试样 (60 mm×18 mm) 的变形规律和成形极限。图 4 是宽试样 (60 mm×60 mm) 较大主应变、较小主应变和成形极限点。

图 4(a) 是变形后的试样。从图 4(b)~(d) 可以看出：试样压边圈下部分变形很小，厚度基本没有变化，较大主应变与较小主应变均为负值；而凸模作用区域变形剧烈，越往凸起顶端变形越剧烈，凸起顶端部分减薄高达 20%，较大主应变与较小主应变都为正值。试样变形过程中，凸模以外部分被压边圈压住难以流动，因此变形极小；而凸模作用部位受到双向拉应力，材料减薄剧烈，最易出现裂纹，为危险部位，成形极限点出现在凸起部位最顶端。

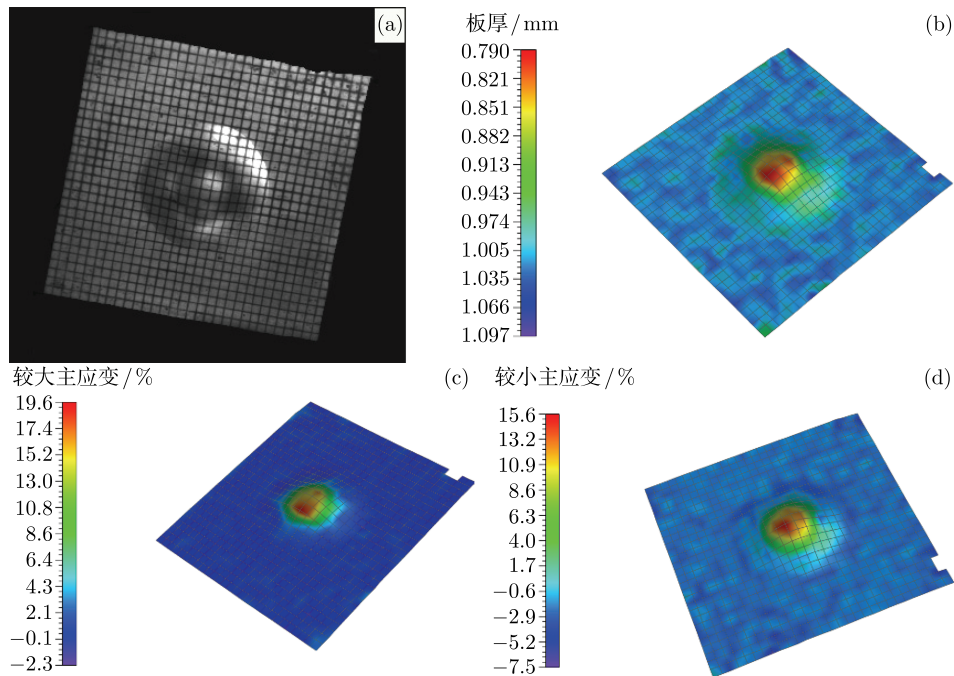


图 4 TD 宽试样的应变分析结果。(a) 变形后的试样；(b) 变形试样厚度分布；(c) 较大主应变；(d) 较小主应变

Fig.4 Strain analysis results of the wide TD specimen: (a) deformed specimen; (b) thickness distribution; (c) major strain; (d) minor strain

试样网格较大主应变 φ_1 和较小主应变 φ_2 的计算方法如下：

$$\varphi_1 = (a - a_0)/a_0 \times 100\%, \quad (1)$$

$$\varphi_2 = (b - b_0)/b_0 \times 100\%. \quad (2)$$

式中， a_0 为网格变形前长度， b_0 为网格变形前宽度， a 为网格变形后长度， b 为网格变形后宽度。

试样变形部位受双向拉应力，网格沿纵横两个方向都被拉长。由式 (1) 和式 (2) 知，网格较大主应变和较小主应变都为正值，出现在成形极限图的右侧，如图 5 所示。把一个试样上所有网格的较大主应变和较小主应变都绘制在成形极限图中，成形极限点并非是指成形极限图上的最高点。这些所有的点中，包括安全部分、达到成形极限部分和超过成

形极限部分。一般在裂纹上的那些点往往已经超出了成形极限，而在裂纹附近的点才被视为达到成形极限，并被称为成形极限点，可由 AutoGrid 网格自动分析系统获得。寻找成形极限点还要结合试样实际情况来处理。对于该试样，理论上所有网格都受

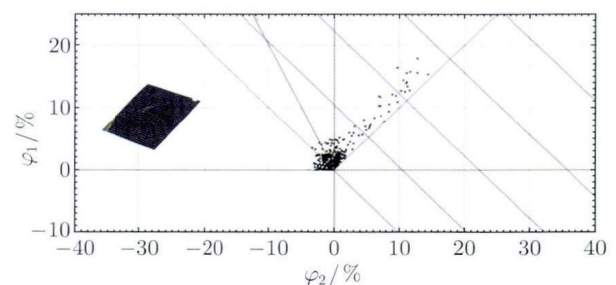


图 5 TD 宽试样的成形极限点

Fig.5 Forming limit points of the wide TD specimen

双向拉应力，应变点都应位于成形极限图右侧，但图 5 表明部分点出现一向受拉一向受压现象。这是因为压边部位模具和板材润滑条件不理想，以及板材厚度本身不均匀等因素，造成金属流动不均匀，应力场变化，出现异常应变点。但是，压边部分局部失真并不影响到寻找试样整体的极限应变点。

图 6 是窄试样 (60 mm×18 mm) 的较大主应变、较小主应变和成形极限点。图 6(a) 试样变形特

征为：压边部位变形较小，厚度变化较为微弱；凸模作用部位变形较为剧烈，凸起部位顶端减薄达 15%，中间平行段沿纵向受拉伸，横向因为无压边所以不受力，整个应变状态等同于单向拉伸过程。危险部位位于凸起部位最顶端。网格纵向被拉长，所以较大主应变 φ_1 为正值，如图 6(c) 所示；横向收缩，所以较小主应变 φ_2 为负值，如图 6(d) 所示。窄试样极限应变点位于成形极限图左侧，如图 7 所示。

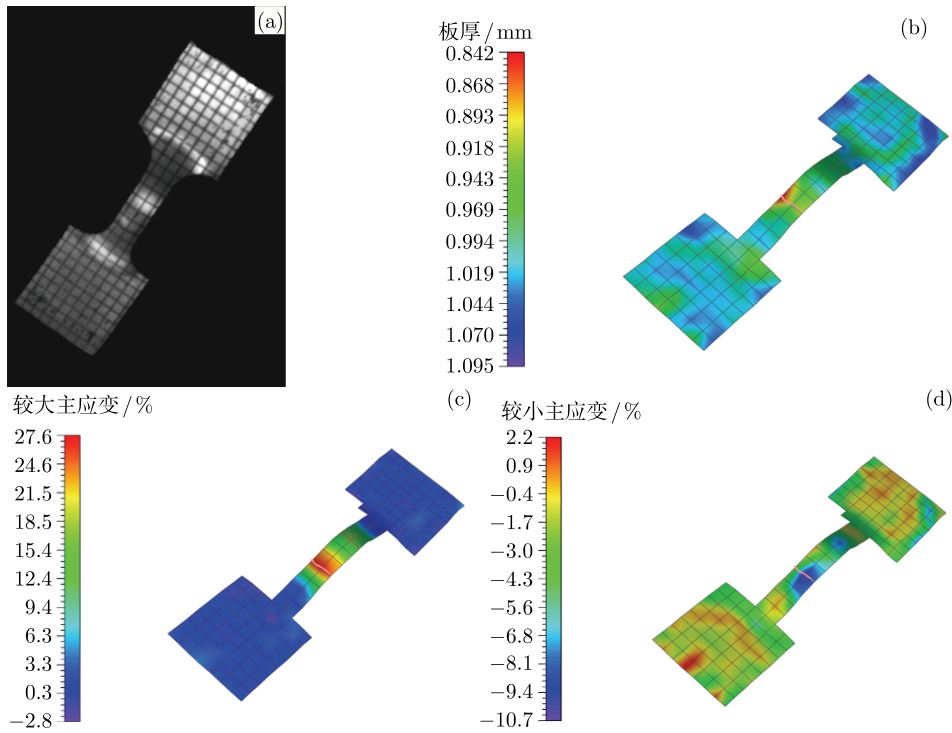


图 6 TD 窄试样的应变分析结果。(a) 变形后的试样；(b) 变形试样厚度分布；(c) 较大主应变；(d) 较小主应变

Fig.6 Strain analysis results of the narrow TD specimen: (a) deformed specimen; (b) thickness distribution; (c) major strain; (d) minor strain

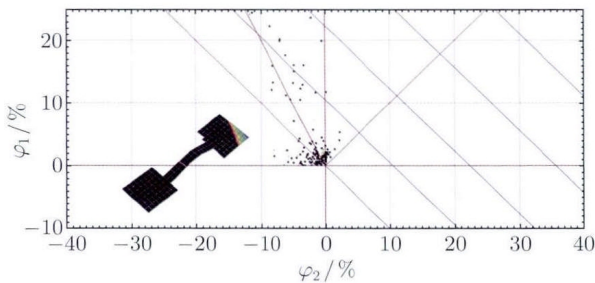


图 7 TD 窄试样的成形极限点

Fig.7 Forming limit points of the narrow TD specimen

2.2 AZ31 镁合金板材的成形极限图

室验中每个成形极限图由八套试样的成形极限点组成。不同形状的试样，由于其应变状态的差别，成形极限点的位置也有所不同。由上述分析可知：最宽的正方形试样，其成形极限点位于成形极

限图最右侧，最窄试样的成形极限点位于最左侧。中间试样随着宽度的递减，所受应力状态由双向拉伸向单向拉伸状态过渡。由式 (1) 和式 (2) 可知：较大主应变随着宽度的递减，一直处于拉应力状态， φ_1 为正值；而较小主应变 φ_2 随着宽度的递减，由正值逐渐变为负值，最窄时等同于单向拉伸状态。其成形极限点随试样宽度的递减逐渐由右向左过渡。连接每个成形极限点，就构成该种试样的成形极限图。

把冲压板材中最危险点的应变值，标注到成形极限图中。如果落在成形极限曲线以上，说明很危险，冲压时废品率会很高；如果落在成形极限曲线以下，则说明是安全的。

在成形极限图的左侧，为拉压变形区： $\varphi_1 > 0$, $\varphi_2 < 0$ ；成形极限曲线的高低主要表征板材的

拉深 (压延) 成形能力. 在成形极限图的右侧, 为双拉变形区: $\varphi_1 > 0, \varphi_2 > 0$; 成形极限曲线的高低主要反映板材的胀形能力. 图 8 为 TB、TC 和 TD 试样的成形极限曲线.

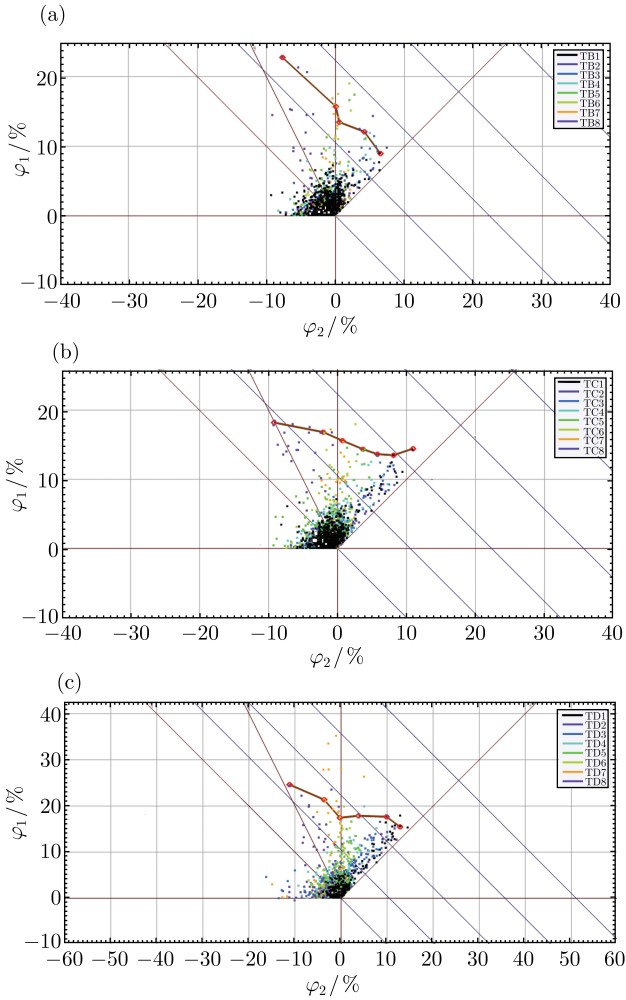


图 8 试样的成形极限图. (a) TB; (b) TC; (c) TD

Fig.8 Forming limit diagrams of the specimens: (a) TB; (b) TC; (c) TD

2.3 轧制温度对 AZ31 镁合金板材成形极限的影响

图 9 为三种不同轧制温度下制备的镁合金板材的成形极限曲线. 可以看出, TD 试样的成形极限曲线在整个成形极限图位置最高, 说明 TD 试样具

备良好的拉深和胀形综合性能. TB 试样和 TC 试样相比, 在拉压变形区, TB 试样成形极限曲线位置较高, 拉深性能更好; 而在双拉变形区, TC 试样的胀形性能较好.

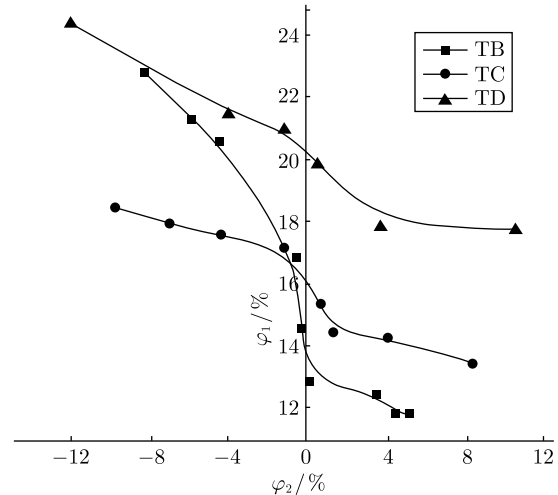


图 9 不同轧制温度下制备的镁合金板材的成形极限曲线

Fig.9 Forming limit curves of the magnesium alloy sheets rolled at different temperatures

具有织构的 AZ31 镁合金板材, 其成形性能受晶粒尺寸与晶粒取向分布的双重影响. 图 10 为 TB、TC 和 TD 板材轧制退火后显微组织, 平均晶粒尺寸分别为 12、14 和 18 μm . 图 11 为 TB、TC 和 TD 板材 (0002) 极图, 其基面织构强度分别为 9.8、9.3 和 3.7. 相比于试样 TB 和 TC, 试样 TD 的基面织构明显减弱, 基面织构的减弱使板材塑性得到较大提升, 表现出良好的压延及胀形性能^[17-19].

镁合金板材进行轧制变形时, 基面滑移由于其临界剪切应力低而在塑性变形过程中处于主导地位. 基面滑移的结果使晶粒发生旋转, 以基面平行与轧面的择优方式存在, 即基面织构. 锥面孪晶作为一种重要的塑性变形模式, 在低温变形中发挥重要作用. 孪晶切边量很小, 对塑性变形贡献很小, 但可以作为一种补充机制, 调整晶粒取向, 激发进一步滑移. 锥面孪晶的结果同样使晶粒的基面平行与轧面, 增强基面织构. 随着轧制温度的升高, 基面

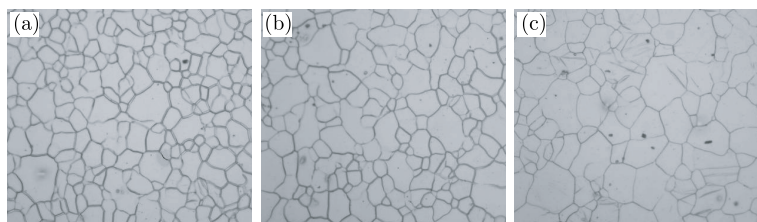


图 10 不同试样板材的微观组织. (a) TB; (b) TC; (c) TD

Fig.10 Microstructures of different specimens: (a) TB; (b) TC; (c) TD

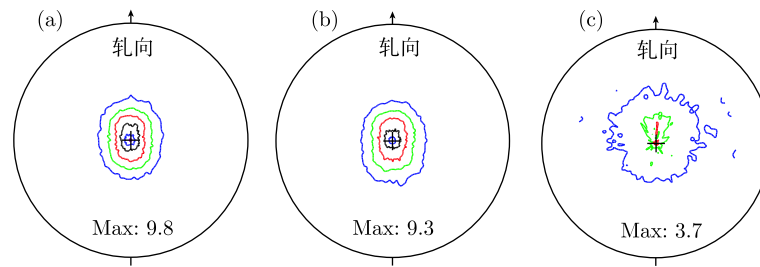


图 11 不同轧制温度下板材的 (0002) 极图. (a) TB; (b) TC; (c) TD

Fig.11 (0002) pole figure of the magnesium alloy sheets rolled at different temperatures: (a) TB; (b) TC; (c) TD

滑移和非基面滑移临界剪切应力之间的差值减小, 非基面滑移 (包括柱面滑移和锥面滑移) 的活性增强, 提高了变形过程的均匀性, 弱化了轧制过程中基面滑移的影响, 进而减弱板材的基面织构强度.

同时, TB、TC 和 TD 三种板材 (0002) 极图等高线形态也各异. 试样 TB 和 TC 极图等高线形态相似, 都是沿轧向被拉长. 试样 TD 的等高线形态较为圆整. 等高线形态的不规则, 表明板材平面不同方向晶粒取向分布的差异, 也直接导致板材平面力学性能的各向异性.

试样 TB 和 TC 基面织构强度相似, 但试样 TB 的平均晶粒尺寸更为细小. 在晶粒取向差异不大时, 晶粒尺寸对镁合金板材成形性能有决定性影响. 晶粒较粗大的 TC 镁合金板材具有更好的胀形性能. 这是因为较粗大的晶粒内更容易发生孪生, 其中最重要的是生成 $\{10\bar{1}1\}$ 压缩孪晶, 孪晶基面向基体晶粒基面倾斜 56.2° , 这种取向有利于孪晶区域的晶粒启动基面滑移, 从而使材料的塑性变形得以继续, 滑移和孪生交互进行, 塑性得到提高, 从而表现出更好的胀形性能^[20]. 在拉压变形区, 应变状态与单向拉伸相似, 晶粒越细小, 板材强度越高, 在剧烈变形中越不容易被拉裂, 因此试样 TB 的拉深压延性能更好.

可见当提高轧制温度到 450°C 时, TD 试样镁合金薄板的基面织构显著弱化, 薄板的胀形性能及压延成形性能都可以大幅提高. 在较低的温度下轧制, 基面织构强度较高, 晶粒尺寸对镁合金板材的成形性能影响较大, TC 较粗大晶镁合金板材有助于获得更好的胀形性能, 而 TB 细晶板材有利于获得优良的拉深 (压延) 性能.

3 结论

(1) 对比 250°C 、 350°C 和 450°C 三种温度下轧制镁合金薄板的成形极限图, 450°C 下轧制的薄板具备良好的胀形和拉深综合性能, 这与高温下轧制镁合金板材基面织构的大幅减弱有关.

(2) 对比 250°C 和 350°C 轧制的板材, 250°C 下轧制的薄板拉深性能较好, 350°C 下轧制的薄板胀形性能较好. 这是因为在基面织构强度相似的情况下, 镁合金薄板的成形性能取决于晶粒大小, 较低温度下轧制的板材晶粒较为细小. 粗晶板材有助于获得更好的胀形性能, 而细晶板材有利于获得优良的拉深性能.

参考文献

- [1] Chen Z H. *Wrought Magnesium Alloy*. Beijing: Chemical Industry Press, 2005
(陈振华. 变形镁合金. 北京: 化学工业出版社, 2005)
- [2] ASM International. *Magnesium and Magnesium Alloys*. Ohio: Metal Park, 1999
- [3] Dreyer C E, Chiu W V, Wagoner R H, et al. Formability of a more randomly textured magnesium alloy sheet: application of an improved warm sheet formability test. *J Mater Process Technol*, 2010, 210(1): 37
- [4] Li C F. *The Study on Formability of AZ31 Magnesium Alloy Sheets* [Dissertation]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2009
(李春锋. AZ31 镁合金板材成形性能研究 [学位论文]. 北京: 北京科技大学, 2009)
- [5] Zhang K F, Yin D L, Wu D Z, et al. Deep drawability of AZ31 magnesium alloy sheets at elevated temperatures. *Chin J Nonferrous Met*, 2003, 13(6): 1505
(张凯锋, 尹德良, 吴德忠, 等. AZ31 镁合金板的拉深性能. 中国有色金属学报, 2003, 13(6): 1505)
- [6] Yin D L, Zhang K F, Wu D Z. Nonisothermal deep drawability of AZ31 magnesium alloy. *Mater Sci Technol*, 2004, 12(1): 87
(尹德良, 张凯锋, 吴德忠. AZ31 镁合金非等温拉深性能的研究. 材料科学与工艺, 2004, 12(1): 87)
- [7] Chang Q F, Li D Y, Peng Y H, et al. Numerical simulation and experimental study of warm deep drawing of AZ31 magnesium alloy sheet. *Chin J Nonferrous Met*, 2006, 16(4): 581

- (栾群峰, 李大永, 彭颖红, 等. AZ31 镁合金板材温热冲压数值模拟与实验研究. 中国有色金属学报, 2006, 16(4): 581)
- [8] Lapovok R Y, Barnett M R, Davies C H J. Construction of extrusion limit diagram for AZ31 magnesium alloy by FE simulation. *J Mater Process Technol*, 2004, 146(3): 408
- [9] Yu K, Li W X, Wang R C. Research, development and application of wrought magnesium alloys. *Chin J Nonferrous Met*, 2003, 13(2): 277
(余琨, 黎文献, 王日初. 变形镁合金的研究开发及应用. 中国有色金属学报, 2003, 13(2): 277)
- [10] Ohtoshi K, Nagayama T, Katsuta M. Changes in formability at room temperature with rolling conditions of AZ31 magnesium alloy sheets. *J Jpn Inst Light Met*, 2003, 53(6): 239
- [11] Song M J, Wang L Y, Liu R C, et al. Research on superplastic forming limit of magnesium alloy sheet. *J Mater Eng*, 2007(7): 29
(宋美娟, 汪凌云, 刘饶川, 等. 镁合金板材超塑性成形极限的实验研究. 材料工程, 2007(7): 29)
- [12] Lu G Q, Qiu X G, Luo Z Y, et al. Analysis on measurement, application and reliability of FLD. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2002, 23(3): 59
(卢国清, 邱晓刚, 骆中云, 等. 成形极限图的测试、应用和可信度分析. 钢铁钒钛, 2002, 23(3): 59)
- [13] Zhang S H, Zhang K, Xu Y C, et al. Deep-drawing of magnesium alloy sheets at warm temperatures. *J Mater Process Technol*, 2007, 185(1-3): 147
- [14] Agnew S R, Senn J W, Horton J A. Mg sheet metal forming: lessons learned from deep drawing Li and Y solid-solution alloys. *JOM*, 2006, 58(5): 62
- [15] Li C X, Yu Y D. The numerical simulation of magnesium alloy AZ31B sheets with thermal deep-drawing process. *J Harbin Univ Sci Technol*, 2006, 11(1): 47
(李彩霞, 于彦东. 镁合金 AZ31B 板材热拉深成形数值模拟. 哈尔滨理工大学学报, 2006, 11(1): 47)
- [16] Hou B, Yu Z Q, Li S H, et al. Prediction of forming limit diagram of aluminum sheet at elevated temperatures. *Mater Sci Technol*, 2009, 17(5): 616
(侯波, 于忠奇, 李淑慧, 等. 温成形中铝合金板成形极限图的预测研究. 材料科学与工艺, 2009, 17(5): 616)
- [17] Zhu S Q, Yan H G, Xia W J, et al. Study on the microstructures and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy sheets processed by asymmetrical rolling. *J Hunan Univ Nat Sci*, 2008, 35(8): 51
(朱素琴, 严红革, 夏伟军, 等. 异步轧制 AZ31 镁合金板材的组织性能研究. 湖南大学学报: 自然科学版, 2008, 35(8): 51)
- [18] Li Z, Cai Q W, Jiang H T, et al. Effects of differential speed ratio on the microstructure and texture of AZ31 magnesium alloy sheets processed by differential speed rolling. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2010, 32(8): 1017
(李振, 蔡庆伍, 江海涛, 等. 异速比对异步轧制 AZ31 镁合金板材组织和织构的影响. 北京科技大学学报, 2010, 32(8): 1017)
- [19] Lee J B, Konno T J, Jeong H G. Grain refinement and texture evolution in AZ31 Mg alloys sheet processed by differential speed rolling. *Mater Sci Eng B*, 2009, 161(1-3): 166
- [20] Chino Y, Kimura K, Mabuchi M. Deformation characteristics at room temperature under biaxial tensile stress in textured AZ31 Mg alloy sheets. *Acta Mater*, 2009, 57(5): 1476