



脉冲电流条件下工业态 AZ31 镁合金板材的气胀成形

李 超, 李彩霞, 赵 闪

(哈尔滨理工大学 材料科学与工程学院, 哈尔滨 150040)

摘 要:为解决工业态非细晶 AZ31 镁合金板材气胀成形能力差、成形极限低等问题,将脉冲电流引入到材料的气胀成形过程中,并对工业态非细晶 AZ31 镁合金板材进行脉冲电流辅助气胀成形研究。自由胀形实验表明:脉冲电流可提高工业态非细晶 AZ31 镁合金板材的气胀成形极限。显微组织分析表明:在脉冲电流辅助变形条件下,非细晶 AZ31 镁合金板材的气胀成形是多种变形机制综合作用的结果,这包括晶界滑移及扩散蠕变,晶内位错滑移及孪晶变形等。对脉冲电流作用机制的分析表明:脉冲电流可提升位错的扩散活性,增强其可动性,从而促进了上述变形机制的作用效果,提高了材料的气胀成形能力。

关键词: AZ31 镁合金; 脉冲电流; 气胀成形; 位错滑移; 孪晶变形

中图分类号: TG307

文献标志码: A

Gas blow forming of commercial AZ31 magnesium assisted by pulse current

LI Chao, LI Cai-xia, ZHAO Shan

(School of Materials Science and Engineering, Harbin University of Science and technology, Harbin 150040, China)

Abstract: In order to improve the poor formability and forming limit of the commercial non-fine grain AZ31 magnesium, pulse current was employed during the gas blow forming, and pulse current auxiliary gas blow forming of the commercial non-fine grain AZ31 Mg alloy was studied. The results of the free bulging indicate that the forming limit of the commercial non-fine grain AZ31 magnesium can be improved by the pulse current. The microstructures of the formed parts indicate that the forming mechanism of the commercial non-fine grain AZ31 magnesium under pulse current auxiliary is the combined action of many kinds of deformation mechanisms, such as the grain boundary sliding and diffusion creep, dislocation sliding inside the grain and the twin deformation. The mechanism of the pulse current effect on the deformation was studied. The result shows that the dislocation activity can be enhanced by the pulse current, therefore, the formability of the commercial AZ31 magnesium during gas blow forming can be increased.

Key words: AZ31 Mg alloy; pulse current; gas blow forming; dislocation sliding; twin deformation

镁合金具有密度低,比强度、比刚度高,阻尼性、切削加工性、导热性好,电磁屏蔽能力强等优点,因此在汽车、航空航天、3C(计算机、通信、电子消费品)等领域获得了广泛的应用^[1-2]。然而,由于镁合金的密排六方晶体结构,导致其室温塑性较差,采用常规的塑性成形方法难以制造复杂的镁合金薄板壳形零件。已有的研究表明:在一定的变形条件下,镁合金具有

良好的超塑性性能,因此,对于镁合金复杂薄板壳形零件的制造,目前一般采用超塑成形的方法^[3-4]。通常认为,超塑成形的材料应具备等轴、细晶(晶粒尺寸小于 10 μm)的显微组织^[5-7]。为此,超塑成形前一般要求对材料进行预处理以获得所需的显微组织,这无疑将极大地增加超塑成形工艺的成本,限制了其大规模的应用。

近年来的研究发现,某些具有非细晶、非等轴显

微组织的工业态(供货态)变形镁合金也具有一定的气胀成形性能。这类材料在气胀成形前,无需进行细晶化处理,这将极大地降低工艺的成本,因此,具有极其诱人的应用前景^[8-11]。然而与细晶镁合金的超塑气胀成形相比,工业态非细晶材料的气胀成形还存在一些问题,主要体现在伸长率偏低、对应变速率要求苛刻等^[12-13]。因此,有必要在现有的工艺中采取一定的措施,以提升工业态非细晶镁合金板材的气胀成形性能,从而达到类似于超塑气胀成形的效果。

电流特别是高强度脉冲电流作为一种改善材料成形性能的手段,已在材料成形的许多工艺中得到了应用,如电致塑性拉拔、电致塑性冲压、电阻加热墩粗等^[14-20]。电流在上述工艺中分别起到“加热”或“增塑”的作用,取得了良好的工艺效果。因此,本文作者拟将脉冲电流应用于工业态非细晶 AZ31 镁合金的气胀成形工艺中,综合利用脉冲电流的“加热”与“增塑”效应,实现工业态镁合金板材的大变形量气胀成形。本文作者设计了脉冲电流辅助气胀成形装置,进行了自由胀形的工艺实验,并对其成形机理进行了分析。

1 实验

1.1 材料及实验装置

实验用材料为工业态 AZ31 镁合金板材,板厚为 1.2 mm。其化学成分(质量分数)为: Al 3.0%, Zn 0.95%, Mn 0.28%, 余量 Mg。其原始显微组织如图 1 所示,材料的晶粒形状基本等轴,但大小极不均匀,大的晶粒尺寸为 60 μm 左右,小的晶粒尺寸仅为几微米,这与典型的等轴、细晶超塑性组织有着显著的区别。

图 2 所示为脉冲电流辅助气胀成形装置的示意图。装置由脉冲电源、夹持电极、陶瓷模具、模具压

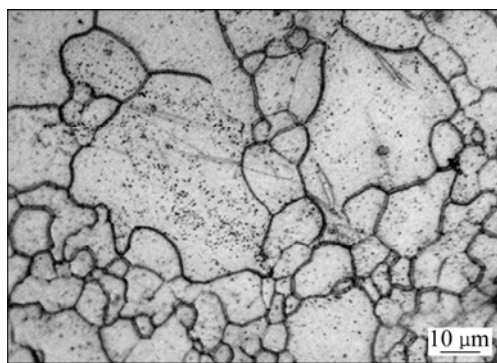


图 1 工业态 AZ31 镁合金板材的金相显微组织

Fig. 1 OM image of commercial AZ31 magnesium alloy

板等组成。其中脉冲电源采用的是大功率的直流脉冲电源,输出方波直流脉冲。成形坯料夹持在两个紫铜夹持电极上,并施加足够的夹持力以保证电极与坯料间的良好接触。脉冲电源、夹持电极以及成形坯料形成通电回路,且坯料处的电阻值远远大于其它部分,因此,脉冲电流会在该处产生大量的焦耳热,将坯料快速加热至气胀成形温度。为避免脉冲电流被分流,成形采用了绝缘的 ZrO_2 陶瓷模具,圆环形 ZrO_2 陶瓷模具的内径为 35 mm,凹模圆角半径为 3 mm。为保证成形气压的有效施加,在压板、陶瓷模具及坯料间的充填了绝缘密封材料。

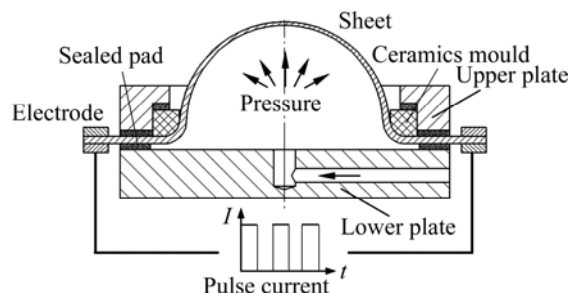


图 2 脉冲电流辅助气胀成形装置

Fig. 2 Device of pulse current auxiliary gas blow forming

1.2 实验方法

脉冲电流辅助气胀成形工艺与传统的气胀成形工艺最大的不同在于,成形过程中坯料的内部始终通有高密度的脉冲电流,其作用主要有两点:一是利用其焦耳热效应实现坯料的快速加热及保温;二是利用其电致塑性及电致超塑性效应,提升材料的气胀成形性能。该工艺的具体步骤及流程为:首先将坯料夹持在两个夹持电极上,如图 2 所示,然后选择合理的脉冲电流密度,将坯料快速加热至气胀成形温度(一般仅需十几秒,极大地提高了工艺效率),并在该温度下保持稳定,设定的胀形温度为 400 $^{\circ}\text{C}$ 。当温度稳定后,通过进气管充入惰性气体,对坯料施加成形气压,直至最终成形贴模,为保证成形过程中材料的应变速率满足气胀成形的要求,应选择适当的加压速率。

脉冲电流辅助气胀成形工艺的参数主要包括加热电流密度、加热时间、成形气压等,其中电流密度及加热时间直接决定了变形板坯的温度,成形气压决定了材料变形时的应变速率。成形结束后,立即切断加热电源停止加热,由于环境温度较低,工件被迅速冷却至室温,从而可有效地减少材料继续氧化及晶粒的过度长大的倾向。

为研究脉冲电流对工业态 AZ31 镁合金气胀成形的影响,选取了几组不同参数的脉冲电流对坯料进行

了加热及胀形实验, 为保证这几组不同的脉冲电流具有相同的加热及保温效果, 需保证这些脉冲电流具有相同的平均电流密度, 因此, 需合理地设定这几组脉冲电流的占空比。采用的脉冲电流加热工艺参数如表 1 所列, 其中 1 号实验方案为采用普通加热的气胀成形实验。

表 1 工业态 AZ31 镁合金气胀成形脉冲电流参数

Table 1 Parameters of pulse current during commercial AZ31 magnesium alloy gas blow forming

Test number	Peak current density/ (A·mm ⁻²)	Duty rate/%	Average current density/ (A·mm ⁻²)	Sample temperature/
1	0	0	0	400
2	22.5	100	22.5	400
3	30	75	22.5	400
4	45	50	22.5	400

2 结果与分析

2.1 自由胀形

采用表 1 所列的不同脉冲电流参数, 在相同胀形温度及相同加压速率等变形条件下, 进行了工业态 AZ31 镁合金的自由胀形实验。自由胀形得到的半球形试件如图 3 所示。

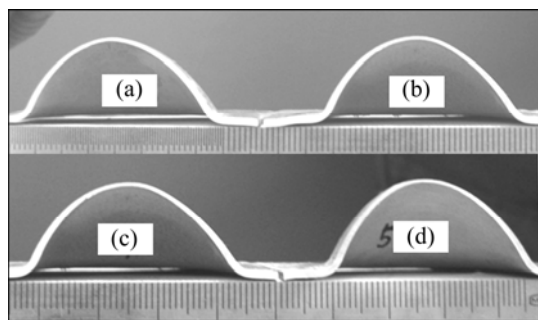


图 3 不同峰值电流密度下自由胀形的半球形试件

Fig. 3 Hemisphere samples of free gas blow forming with different peak current densities: (a) 0; (b) 22.5 A/mm²; (c) 30 A/mm²; (d) 45 A/mm²

由图 3 可以看出, 在该变形条件下, 工业态非细晶 AZ31 镁合金板材展现出良好的气胀成形性能。在相同成形气压及成形温度下, 气胀成形的半球结构的高径比(高度与半径之比)随着脉冲电流的施加以及电流峰值密度的增大而增大, 其数值由在没有电流施加

的普通气胀成形时的 0.40 提升到了在峰值电流密度为 45 A/mm² 时的 0.48, 提高了 20%。这表明在气胀成形过程中, 脉冲电流起到了加热与保温的作用, 为板材的气胀成形提供了所需的高温。同时, 由于存在“电致塑性”效应, 脉冲电流还在一定程度上提升工业态非细晶 AZ31 镁合金板材的气胀成形性能。

2.2 显微组织

图 4 所示为气胀成形结束后不同变形条件下工业态非细晶 AZ31 镁合金板材试件顶部的显微组织。由图 4 可见, 变形结束后, 材料内部的晶粒仍为等轴状, 且大小仍不均匀。在引入脉冲电流的变形条件下, 如图 4(b)~(d)所示, 在晶粒内部有大量的孪晶组织。具有密排六方晶体结构的 AZ31 镁合金, 由于滑移系少, 滑移变形难以进行, 因此孪生变形在材料成形过程中会起到一定作用。随着脉冲电流的引入及其峰值电流密度的增大, 显微组织中孪晶的数量不断增多, 可以推断, 正是脉冲电流的引入, 提升了不全位错的运动能力, 从而促进了孪生变形, 使得工业态非细晶 AZ31 镁合金的气胀成形能力得到了提升。

图 5 所示为不同变形条件下气胀成形试件顶部破裂位置处断口的 SEM 像。由图 5 可见, 该位置附近分布着大量的空洞及裂纹, 这是因为在工业态非细晶 AZ31 镁合金的气胀变形过程中, 原始组织中的小晶粒发生了转动, 其晶界产生了滑移, 而当与之相适应的物质流动过程(如扩散蠕变或者位错蠕变)不能弥合晶界滑移所造成的空隙, 或者这种弥合的速度跟不上空隙发展的速度, 就必然会在三角晶界位置处产生空洞, 当大量的空洞连接聚集在了一起, 形成裂纹, 最终将导致材料破裂, 这是气胀成形件破裂的主要原因之一。

在图 5 所示的断口形貌中还可观察到撕裂棱及韧窝等特征, 尤其是在图 5(b)所示的脉冲电流变形条件下, 这一特征更加明显。可以推断, 由于工业态非细晶 AZ31 镁合金的原始组织中有一些尺寸较大的晶粒, 而这部分晶粒在变形过程中发生转动、晶界滑移与扩散蠕变等较为困难, 因此, 在该变形条件下, 一定还存在着其他的变形机制。通过对成形后试样显微组织的分析可知, 这部分变形的机制主要包括晶内的位错滑移与孪晶、滑移控制的位错蠕变等^[21]。在变形后的晶粒内部观察到了大量位错, 也进一步证实了上述观点。

图 6 所示为工业态非细晶 AZ31 镁合金板材采用普通热气胀成形及脉冲电流辅助气胀成形后试件顶部的 TEM 像。由图 6 中可以看出, 两种变形条件成形

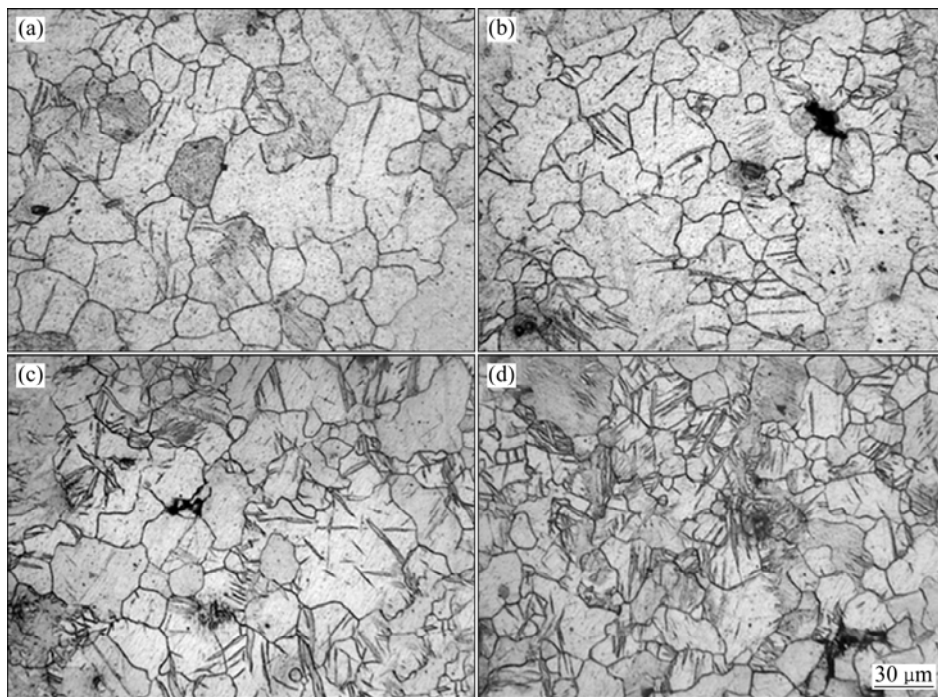


图 4 不同峰值电流密度下成形后试件的金相照片

Fig. 4 OM images of commercial AZ31 magnesium alloy after free gas blow forming at different peak current densities: (a) 0; (b) 22.5 A/mm²; (c) 30 A/mm²; (d) 45 A/mm²

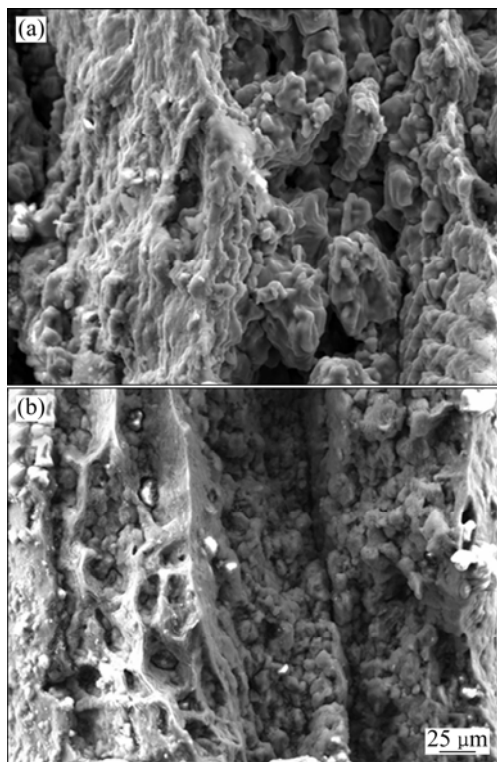


图 5 不同峰值电流密度下成形后试件破裂处的断口 SEM 像

Fig. 5 SEM images of specimen fractures under different peak current densities: (a) 0; (b) 45 A/mm²

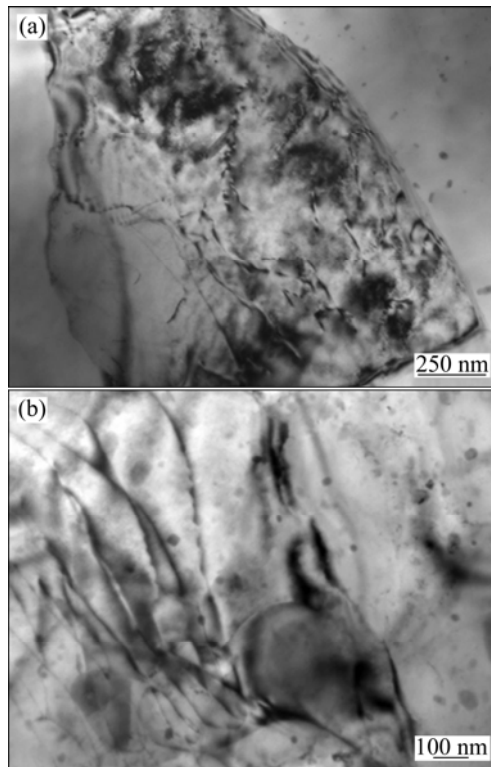


图 6 不同峰值电流密度下工业态 AZ31 镁合金板材气胀成形后试样的 TEM 像

Fig. 6 TEM images of commercial AZ31 alloy formed under different peak current densities: (a) 0; (b) 45 A/mm²

后的试样 TEM 像中,晶粒内部均发现大量的位错,这与传统的细晶 AZ31 镁合金板材超塑成形的显微组织有着显著的区别^[22]。

对于普通的热胀形过程,在晶粒内部及晶界处观察到了大量的位错塞积与缠结,如图 6(a)所示,表明随着变形的进行,新增殖的位错在滑移运动过程中发生了塞积与缠结,从而使得位错的运动阻力持续增大,使得变形更加困难,从而降低了材料的成形能力。

当采用脉冲电流辅助气胀成形工艺时,试样中的位错线主要为平直形,如图 6(b)所示,可以推断此时位错的滑移运动能力较强,滑移比较顺畅,较少出现位错的塞积与缠结。结果表明:在脉冲电流的作用下,取向最为有利的滑移系开始活动,这部分可动位错借助于电子风力的作用,运动能力更加增强,使得其它滑移系失去了开启的必要性,因此,在脉冲电流的作用下,滑移线大致呈平行状。此外,由图 6(b)还可以看出,在晶界附近处,位错并没有出现塞积现象,表明晶界附近的位错可以通过攀移及滑移的方式沿着晶界运动,或者在该处与异号位错相遇而湮灭,而位错攀移分量所产生的扩散通量还可促进扩散蠕变,协调晶界的转动与滑动,从而进一步促进材料的变形^[23]。

由此可以推测,在脉冲电流的作用下,位错的运动能力得到增强,促进了晶粒的转动与晶界的滑移,提升的位错的滑移与蠕变能力,从而提高了工业态非细晶 AZ31 镁合金的气胀成形极限。

2.3 成形机制

脉冲电流能够提升工业态非细晶 AZ31 镁合金的气胀成形极限,其内在机理主要是脉冲电流的施加会对位错运动产生影响,其根本原因是大量定向漂移运动的电子群会对位错段产生一个类似于外加应力的所谓的电子风力,促进了位错的运动。图 7 所示为位错运动的示意图^[24],位错的运动需要翻越一定的势垒,由于位错的热振动可能使位错在某些地方因热激活而翻越势垒形成弯结,而弯结沿着位错线作侧向运动,从而使整根位错翻越势垒实现向前滑动。

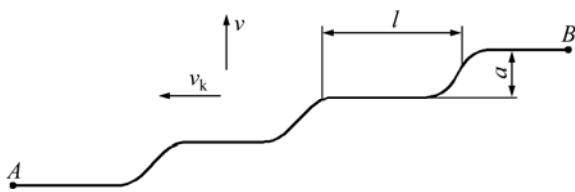


图 7 位错弯结的侧向滑动引起的位错滑移^[24]

Fig. 7 Dislocation glide caused by kink sliding dislocation tangle^[24]

位错的可动性与位错弯结的扩散性成正比,位错弯结的扩散性 D_k 的表达式^[24]如下所示:

$$D_k \approx f \cdot h^2 \exp\left(-\frac{W_m}{kT}\right) \quad (1)$$

式中: f 为原子振动频率; W_m 为激活自由能; h 为弯结跳跃的距离; k 为玻尔兹曼常数; T 为热力学温度。

式(1)中的激活自由能 W_m 的表达式如下所示:

$$W_m = Q - \Delta W - T\Delta S \quad (2)$$

式中: Q 为内能; ΔW 为外力对位错所作的功; ΔS 为熵值变化。

由于脉冲电流的存在,位错会受到一个额外的电子风力的作用,因此, ΔW 会增大,使得激活自由能降低,从而提升了位错的扩散活性。而位错向前滑移的速度 v 如式(3)所示:

$$v = \frac{a}{l} D_k \frac{\sigma b a}{kT} \quad (3)$$

式中: σ 为作用在滑移系上的分切应力; a 和 l 为位错弯结尺寸(见图 7); b 为柏氏矢量。

由式(2)和(3)可知,在脉冲电流的作用下,位错弯结的扩散性 D_k 得到了提高,从而提高了位错的运动速度,增强了位错的可动性,而位错运动能力的增强无疑将促进晶粒的转动与晶界滑移,并提高位错的滑移与蠕变能力,进而促进工业态非细晶 AZ31 镁合金的变形,提升其气胀成形极限。

一般认为电子风力与位错处的电阻有关,当电子遇到位错时,会产生功率消耗,而消耗的功率用于对位错做功,表达式如式(4)所示:

$$\left(\frac{\rho_D}{N_D}\right) N_D J^2 = F_{ew} N_D v_e \quad (4)$$

式中: ρ_D 为位错的电阻率; N_D 为位错密度; v_e 为电子运动速度; J 为电流密度; F_{ew} 为单位长度位错上所受的电子风力。

其中电流密度如式(5)所示:

$$J = -en_e v_e \quad (5)$$

式中: e 为电荷; n_e 为电子浓度。

将式(5)代入式(4)可得

$$F_{ew} = \left(\frac{\rho_D}{N_D}\right) en_e J \quad (6)$$

由式(6)可知,位错所受的电子风力与电流密度成正比。即同样条件下,电流密度越大,电子风力越大,其对位错可动性的提升效果就越明显,这也是图 3 中试件的高径比随电流密度的增加而提高的原因。

3 结论

1) 脉冲电流可提高工业态非细晶 AZ31 镁合金板材的气胀成形能力, 其提升效果与脉冲电流的峰值电流密度成正比, 当脉冲电流的峰值电流密度为 $45\text{A}/\text{mm}^2$ 时, 自由胀形的半球形试件的高径比达到 0.48, 较普通加热气胀成形时提高了 20%, 实现了工业态非细晶材料的大变形量气胀成形。

2) 在脉冲电流辅助气胀成形工艺条件下, 工业态非细晶 AZ31 镁合金板材气胀成形是多种变形机制综合作用的结果, 这其中包括小晶粒的晶界滑移、扩散蠕变及晶粒的转动, 大晶粒的晶内位错滑移及孪晶变形等, 而脉冲电流的引入, 进一步强化了这些机制的作用效果, 从而提升了工业态非细晶 AZ31 镁合金的气胀成形能力。

REFERENCES

- [1] 丁文江, 靳 丽, 吴文祥, 董 杰. 变形镁合金中的织构及其优化设计[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(10): 2371–2381.
DING Wen-jiang, JIN Li, WU Wen-xiang, DONG Jie. Texture and texture optimization of wrought Mg alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(10): 2371–2381.
- [2] 郑 翊, 严红革, 陈吉华, 余海洋, 苏 斌. 高应变速率轧制 ZK60 板材的超塑性行为[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(4): 839–847.
ZHENG Yi, YAN Hong-ge, CHEN Ji-hua, YU Hai-yang, SU Bin. Superplasticity behavior of ZK60 alloy sheet prepared by high strain rate rolling process[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(4): 839–847.
- [3] DONATO S, LEONARDO D S, GIANFRANCO P, LUIGI T. Blow forming of AZ31 magnesium alloy at elevated temperatures[J]. International Journal of Material Forming, 2010, 3(1): 13–19.
- [4] ZHANG Da-tong, XIONG Feng, ZHANG Wei-wen, QIU Cheng, ZHANG Wen. Superplasticity of AZ31 magnesium alloy prepared by friction stir processing[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(9): 1911–1916.
- [5] 陈振华, 刘俊伟, 陈 鼎, 严红革. 镁合金超塑性的变形机理、研究现状及发展趋势[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(2): 193–202.
CHEN Zhen-hua, LIU Jun-wei, CHEN Ding, YAN Hong-ge. Deformation mechanisms, current status and development direction of superplastic magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(2): 193–202.
- [6] CHUNG S W, HIGASHI K, KIM W J. Superplastic gas pressure forming of fine-grained AZ61 magnesium alloy sheet[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 372(1/2): 15–20.
- [7] CHAI Fang, ZHANG Da-tong, LI Yuan-yuan, ZHANG Wei-wen. High strain rate superplasticity of a fine-grained AZ91 magnesium alloy prepared by submerged friction stir processing[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 568(15): 40–48.
- [8] MUKAI T, WATANABE H, HIGASHI K. Application of superplasticity in commercial magnesium alloy for fabrication of structural components[J]. Materials Science and Technology, 2000, 16(11/12): 1314–1319.
- [9] 刘满平, 马春江, 王渠东, 吴国华, 朱燕萍, 丁文江. 工业态 AZ31 镁合金的超塑性变形行为[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(4): 797–801.
LIU Man-ping, MA Chun-jiang, WANG Qu-dong, WU Guo-hua, ZHU Yan-pin, DING Wen-jiang. Superplastic deformation behavior of commercial magnesium alloy AZ31[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(4): 797–801.
- [10] WU Xin, LIU Yi. Superplasticity of coarse-grained magnesium alloy[J]. Scripta Materialia, 2002, 46(4): 269–274.
- [11] 黄光胜, 李红成, 张 雷, 宋 波. 工业态 AZ31B 镁合金薄板的拉伸性能与组织变化[J]. 重庆大学学报, 2009, 32(4): 367–370.
HUANG Guang-sheng, LI Hong-cheng, ZHANG Lei, SONG Bo. Microstructures and tensile properties of commercial AZ31B magnesium alloy sheets[J]. Journal of Chongqing University, 2009, 32(4): 367–370.
- [12] 夏祥生, 李兴刚, 马鸣龙, 李永军, 黄未华, 邓 霞, 张 奎. 粗晶 Mg-6.8Gd-4.5Y-1.1Nd-0.5Zr 合金高温变形行为[J]. 材料热处理学报, 2012, 33(9): 23–28.
XIA Xiang-sheng, LI Xing-gang, MA Ming-long, LI Yong-jun, HUANG Wei-hua, DENG Xia, ZHANG Kui. Hot compression deformation behavior of Mg-6.8Gd-4.5Y-1.1Nd-0.5Zr alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2012, 33(9): 23–28.
- [13] 李 理, 张新明, 周 楠, 唐昌平, 邓运来. Mg-Gd-Y-Zr 合金热轧板材的粗晶超塑性行为与微结构[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(3): 390–396.
LI Li, ZHANG Xin-ming, ZHOU Nan, TANG Chang-ping, DENG Yun-lai. Coarse-grained superplastic behavior and microstructural characterization of Mg-Gd-Y-Zr hot-rolled sheet[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(3): 390–396.
- [14] 田昊洋, 唐国翌, 丁 飞, 徐卓辉, 姜雁斌. 镁合金丝材的电致塑性拉拔研究[J]. 有色金属, 2007, 59(2): 10–13.
TIAN Hao-yang, TANG Guo-yi, DING Fei, XU Zhuo-hui, JIANG Yan-bin. Research on electroplastic drawing of Mg alloy wire[J]. Nonferrous Metals, 2007, 59(2): 10–13.
- [15] YANAFIMOTO J, IZUMI R. Continuous electric resistance heating—Hot forming system for high-alloy metals with poor

- workability[J]. Journal of Materials Processing technology, 2009, 209(6): 3060–3068.
- [16] 门正兴, 周杰, 王梦寒, 邵长伟. 电阻直接加热锻造成形工艺方法及试验[J]. 重庆大学学报, 2011, 34(9): 67–72.
- MEN Zheng-xing, ZHOU Jie, WANG Meng-han, SHAO Chang-wei. Development and experiments of direct resistance heating in hot forging[J]. Journal of Chongqing University, 2011, 34(9): 67–72.
- [17] LI Chao, JIANG Shao-song, ZHANG Kai-feng. Pulse current-assisted hot-forming of light metal alloy[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2012, 63(9/12): 931–938.
- [18] SONG Hui, WANG Zhong-jin. Improvement of mechanical properties of cold-rolled commercially pure Ti sheet by high density electropulsing[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(6): 1350–1355.
- [19] ZHOU Yan, CHEN Guo-qing, FU Xue-song, ZHOU Wen-long. Effect of electropulsing on deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy during cold drawing[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(4): 1012–1021.
- [20] WANG B, WANG G F, JIANG S D, ZHANG K F. Effect of pulse current on thermal performance and deep drawing of SiCp/2024Al composite sheet[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013, 67(1/4): 623–627.
- [21] BARNETT M R, JACOB S, GERARD B, MULLINS J. Necking and failure at low strains in a coarse-grained wrought Mg alloy[J]. Scripta Materialia, 2008, 59(10): 1035–1038.
- [22] 李理, 张新明, 邓运来, 周楠, 唐昌平. 第二相在Mg-Gd-Y-Zr合金挤压棒超塑性变形中的作用[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(1): 10–16.
- LI Li, ZHANG Xin-ming, DENG Yun-lai, ZHOU Nan, TANG Chang-ping. Effect of second phase on superplastic deformation of extruded rod of Mg-Gd-Y-Zr alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(1): 10–16.
- [23] LAGOW B W, ROBERTSON I M, JOUIAD M, LASSILA D H, LEE T C, BIRNBAUM H K. Observation of dislocation dynamics in the electron microscope[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 309/310(7): 445–450.
- [24] 余永宁, 毛卫民. 材料的结构[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2001: 209–213.
- YU Yong-ning, MAO Wei-min. Materials structure[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2001: 209–213.

(编辑 王超)