

循环扩-挤变形 AZ80 镁合金组织与性能

薛 勇, 杨治辉, 张治民, 吴耀金, 李 宏

(中北大学, 山西 太原 030051)

摘 要: 通过循环扩挤 (CEEOP) 变形方法对 100 mm×50 mm×170 mm 的 AZ80 镁合金块状材料进行挤压加工, 借助计算机模拟仿真、组织观察、拉伸试验、硬度测试等手段研究了 1~4 道次 CEEOP 变形对 AZ80 镁合金等效应变、显微组织和力学性能的影响。结果表明: 随着 CEEOP 挤压道次的增加, 晶粒的尺寸越来越小且分布均匀, 1 道次后晶粒尺寸可以从 200 μm 左右细化到 6 μm, 4 道次后晶粒尺寸细化到 1.5 μm 左右, 整体分布均匀呈等轴晶晶粒, 晶粒细化的机制是晶粒的机械破碎和动态再结晶, 2 道次以后晶粒细化效果不太明显。力学性能较均匀化退火态有了大幅度的提升, 1 道次硬度 HB 从均匀化退火态的 615 MPa 提升到了 830.7 MPa, 4 道次达到 862.7 MPa, 抗拉强度与屈服强度分别从均匀化退火态的 230.9 和 115 MPa 提升到了 262.7 和 155 MPa, 4 道次可以达到 294 和 170 MPa, 通过对比 ECAP 变形试样的组织与力学性能数据, 在相同的变形温度与累积应变下, CEEOP 变形方法比 ECAP 变形能够更好地细化晶粒和提高材料的抗拉强度和屈服强度。

关键词: 循环扩挤; 镁合金; 动态再结晶

中图分类号: TG376.2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)07-1983-06

镁合金是现如今质量最轻的金属合金之一, 在航空、航天、交通和汽车等领域得到了广泛的应用, 但是由于镁合金自身的密排六方晶格结构和滑移系少, 决定了它的塑性变形能力较差, 限制了它更广泛的应用。因此, 改善镁合金的塑性变形能力成为了当下研究的热点问题^[1-4]。国内外研究表明, 通过大塑性变形工艺 (severe plastic deformation, SPD) 来细化金属及合金的组织与结构, 最终可以达到提高金属合金的强度与塑性, 如近些年发展起来的往复挤压、循环扩挤、等通道转角挤压、反复墩挤和高压扭转等工艺^[5-7]。

循环扩挤 (cyclic expansion-extrusion process in the same plane (CEESP) and that in two orthogonal planes (CEEOP)) 变形是一种可以制备纳米级组织金属和合金的大塑性变形工艺, 它通过细化晶粒的尺寸来达到提高金属的强度与塑性, 是现如今细晶强化的新型工艺。由于循环扩挤变形对试样的尺寸与形状没有影响, 故可通过反复多道次挤压, 累积足够大的应变, 并以连续动态再结晶的方式细化晶粒, 达到细晶强化的作用。国外一些学者在这方面做了一些研究, 如 N. Pardis 等^[6]研究了循环扩挤变形对 AA1050 铝合金组织与性能的影响, 选用不同的加工路线和挤压道次来判断力学性能与组织的变化规律, 确定了最佳工

艺方案。相比往复挤压和反复墩挤工艺, 循环扩挤变形是一种不需要背压的成形工艺, 所以它对于模具的设计要求简单, 并且不容易出现折叠等缺陷, 是一种非常有前景的新型大塑性变形工艺^[5-8]。本工作旨在研究多道次循环扩挤变形对 AZ80 镁合金组织与性能的影响, 通过计算机建模仿真与实验验证相结合, 分析不同挤压道次下的晶粒尺寸、硬度与强度的变化规律, 进一步扩展 AZ80 镁合金的应用。

1 CEEOP 的原理

图 1 为 CEEOP 的挤压原理图。整个 1 道次扩挤过程包括: 扩压变形阶段和挤压变形阶段。扩压变形阶段中, 长×宽×高为 100 mm×50 mm×170 mm 的坯料受到凸模的挤压力作用沿着挤压方向向下流动, 进入扩压型腔后, 金属开始向两侧倾斜流动, 充满型腔, 此时截面是长×宽等于 100 mm×100 mm。挤压变形阶段中, 坯料的挤压类型近似为无背压的正挤压, 通过大的剪切变形, 减小横截面面积, 变成长×宽等于 50 mm×100 mm 的截面, 有利于细化晶粒。这 2 个变形阶段处于互相垂直的平面上, 故称为循环扩挤正交平面变形 (CEEOP)^[6]。完成了 1 道次循环扩挤的试样继续放入凹模进行扩挤挤压, 就开始了 2 道次的

收稿日期: 2016-07-10

基金项目: 山西省自然科学基金项目 (2013011022-5)

作者简介: 薛 勇, 男, 1978 年生, 博士, 副教授, 中北大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030051, E-mail: forge54@163.com

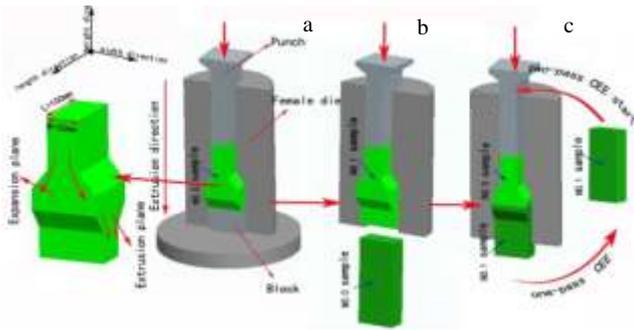


图 1 CEEOP 挤压原理图

Fig.1 Schematic of CEEOP extrusion

扩挤挤压，如此继续，就可以实现多道次的循环扩挤变形，本实验完成了 4 道次的循环扩挤变形。

2 实验

2.1 计算机建模仿真

计算机建模步骤包括实体建模与有限元建模：实体建模选择 Pro/E 软件，建好凸模、凹模、垫块和坯料的造型，保存为 STL 文件类型待用，有限元建模仿真选择 DEFORM-3D 软件，具体参数取值如表 1 所示，材料模型选用以前研究^[8]的应力应变模型数据，CEEOP 变形的有限元模型如图 2 所示。

由于是多道次循环扩挤，应变变量在每道次挤压后均得到累积，完成一道次扩挤后，等效应变值如公式 (1) 所示^[6]：

表 1 模拟参数

Table 1 Simulation parameters

Die temperature/°C	Billet temperature/°C	Extrusion velocity/mm s ⁻¹	Friction factor	Mesh number
400	350	1	0.3	10000

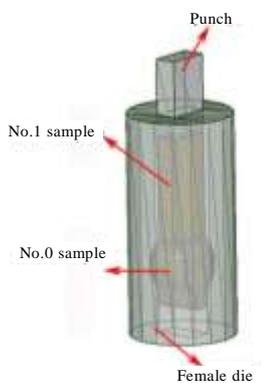


图 2 有限元模型

Fig.2 FE model

$$\varepsilon_{eq} = \frac{4^2}{\sqrt{3}} \cdot \ln\left(\frac{b}{a}\right) \quad (1)$$

式中， a 为块料的宽度； b 为块料的长度。

实验中坯料尺寸取为 $a=50 \text{ mm}$ ， $b=100 \text{ mm}$ ，故 1 道次 CEEOP 变形的累积应变为 1.6，2 道次为 3.2，3 道次为 4.8，4 道次为 6.4。

2.2 实验方法

试验材料选用铸态 AZ80 镁合金棒料，其化学成分如表 2 所示。为了去除凝固过程的偏析，在 400 °C /15 h 条件下进行均匀退火处理，最后进行锯切和铣削，加工成长×宽×高为 100 mm×50 mm×170 mm 的块状坯料^[9]。

实验设备型号为 THP61.630 液压机，模具材料为 H13 钢，由于试样结构特征，故凹模加工成上下两部分，便于最终的出料。模具主要包括凸模、上凹模、下凹模、上模板、下模板和垫块^[10-13]。

对于 CEEOP 挤压后的试样进行微观组织与力学性能测试。金相观察依次通过粗磨、细磨、抛光和腐蚀，腐蚀剂选用 4.2 g 苦味酸+10 mL 水+70 mL 无水乙醇+10 mL 冰乙酸，腐蚀 3~5 s，通过 ZEISS Image Alm 金相显微镜观察试样的组织。拉伸试验在 ISTRON 拉伸试验机上进行，应变率为 10⁻² s⁻¹，测定纵截面（平行于挤压方向）的布氏硬度，对 3 个不同位置的数据求平均值而得。

3 结果与讨论

3.1 计算机模拟结果

如图 3 所示，1 号试样受到凸模的挤压，沿着通道向下移动，开始推挤 0 号试样一起移动，当进入扩挤部位时，出现扩压变形，横截面逐渐变成正方形，1 号试样与 0 号试样的推挤接触面呈现锯齿形，直到 0 号试样挤出型腔，然后翻转 0 号试样推挤 1 号试样继续完成上面工序，整个试样填充饱满，试样头部是舌形凸出状，尾部是内凹面。

通过截取垂直于试样高度方向的中心面，在该面上选取 a、b、c、d、e 共 5 个追踪点，来分析材料的内部变形特征，点的具体位置如图 4 所示。图 5 所示是 5 个追踪点的等效应变图，这 5 个点的等效应变区别不太大，其中，c、d、e 点的等效应变较小，并且基本相同，而 a、b 点的等效应变相对较大，从 c 点向

表 2 AZ80 镁合金化学成分

Table 2 Chemical composition of the AZ80 Mg alloy (wt%)

Element	Al	Zn	Mn	Fe	Cu	Si	Ni	Mg
Content	7.80~9.20	0.20~0.80	0.12~0.5	0.005	0.05	0.1	0.005	Bal.

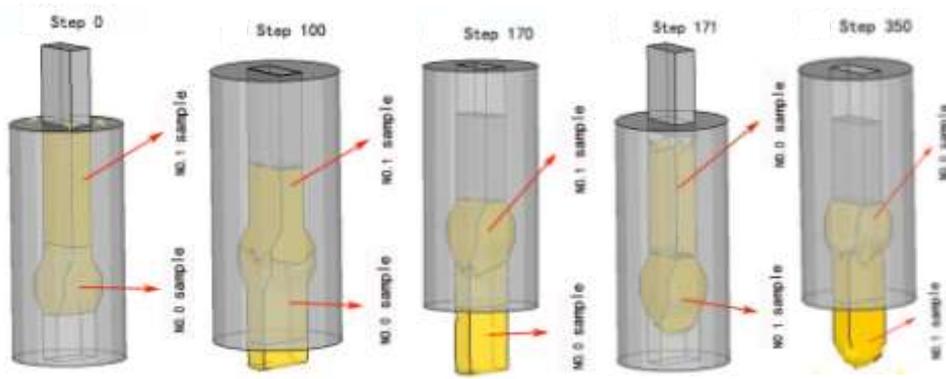


图 3 试样挤压变形过程

Fig.3 Extrusion process of the sample

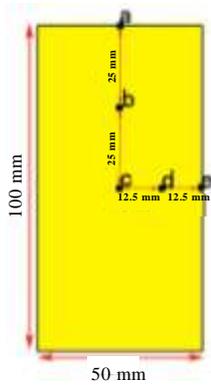


图 4 5 个追踪点的位置

Fig.4 Location of five tracking points

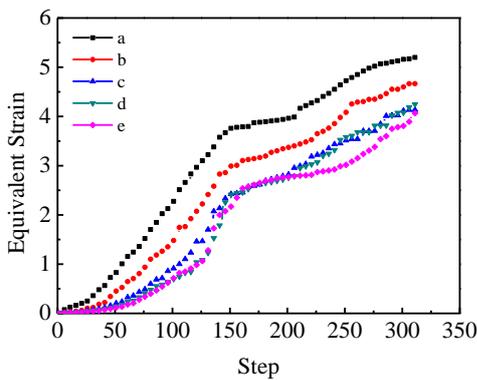


图 5 追踪点的等效应变图

Fig.5 Effective strain curves of particle tracking points

a 点方向的等效应变呈现逐渐递增的趋势^[14]。

图 6 为 1、2、3、4 道次横截面等效应变分布图，截面位置为料头端部 1/3 处。由图可以看出，随着挤压道次的增加，等值线的梯度明显减小。1 道次 CEEOP 挤压后，等效应变从边部 3.8 逐渐下降到 3.11，2 道次 CEEOP 挤压后等效应变从边部 8.91 逐渐降到 7.88，

由等值线的分布与形状特征可以判断出等效应变分布梯度明显减小，挤压变形的均匀性得到改善。3、4 道次 CEEOP 挤压后，由等效应变分布图可以看出，在试样的边缘部位等效应变比较密集，但是中间将近 2/3 的区域没有等值线分布，说明 3、4 道次 CEEOP 挤压后，除了边缘或角部位的高密度区域外，整个试样的等效应变得到了很好的应变累积，应变梯度消失，变形均匀性得到了大的改善^[15]。

3.2 微观组织演变

图 7 为 AZ80 镁合金不同挤压道次的试样显微组织照片。从图 7a 中可以看出 AZ80 镁合金铸态组织主要由 α -Mg 基体和 β -Mg₁₇Al₁₂ 相两部分组成，并且第二相呈连续的网状结构分布。经过均匀化退火后，可以明显的看出晶粒比较粗大，平均晶粒尺寸达到 150~230 μm ，大量的第二相 Mg₁₇Al₁₂ 溶入 α -Mg 基体，晶粒尺寸明显长大。

通过对 AZ80 镁合金进行 1、2、3、4 道次的 CEEOP 挤压，其显微组织照片如图 7c~7f 所示。图 7c 是经过 1 道次 CEEOP 之后的显微组织。可以看出晶粒细化的程度非常明显，晶粒平均尺寸达到 6 μm ，但仍然存在一部分的粗大晶粒，其周围包围着众多的小晶粒，晶粒分布不太均匀，这些小晶粒是由 CEEOP 变形中剪切变形引起的动态再结晶产生。图 7d 为 2 道次 CEEOP 之后的显微组织。可见，粗大的晶粒逐渐湮灭，被小晶粒吞噬，呈现等轴晶晶粒，晶粒的平均尺寸达到 3 μm ，整体晶粒分布比较均匀。3、4 道次 CEEOP 的显微组织几乎肉眼已经看不清，晶粒的平均尺寸达到了 2、1.5 μm 。A. Muralidhar^[16]等人研究了等通道转角挤压对 AZ80 镁合金组织和力学性能的影响规律，在 350 $^{\circ}\text{C}$ 下，采用模具拐角为 120 $^{\circ}$ 、圆心角为 30 $^{\circ}$ ，累积应变为 1 的 ECAP 挤压模具研究各道次下的晶粒细化效果，1、2、3、4 道次后晶粒的尺寸依次为 24、19.5、

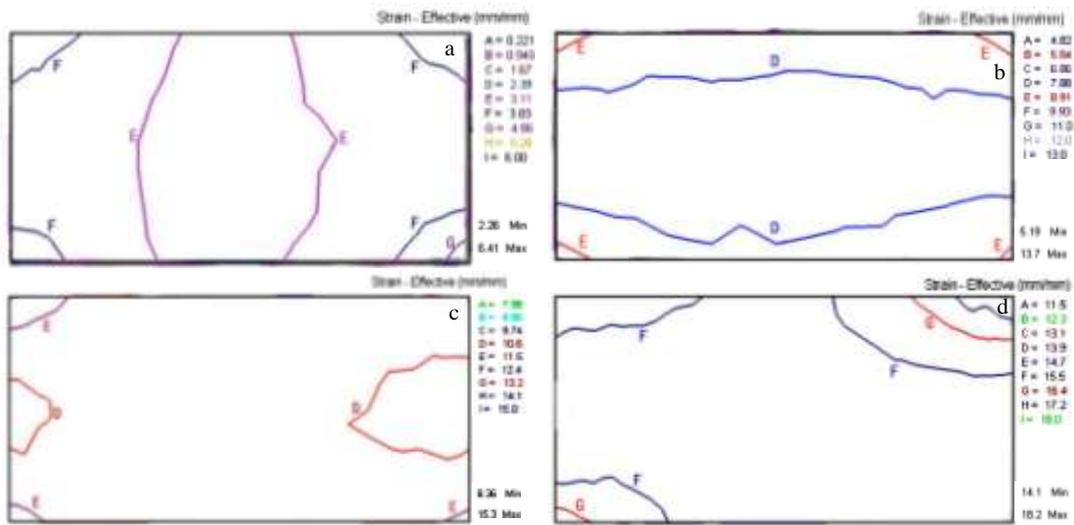


图 6 各道次横截面的等效应变分布

Fig.6 Equivalent strains of the cross section: (a) one-pass, (b) two-pass, (c) three-pass, and (d) four-pass

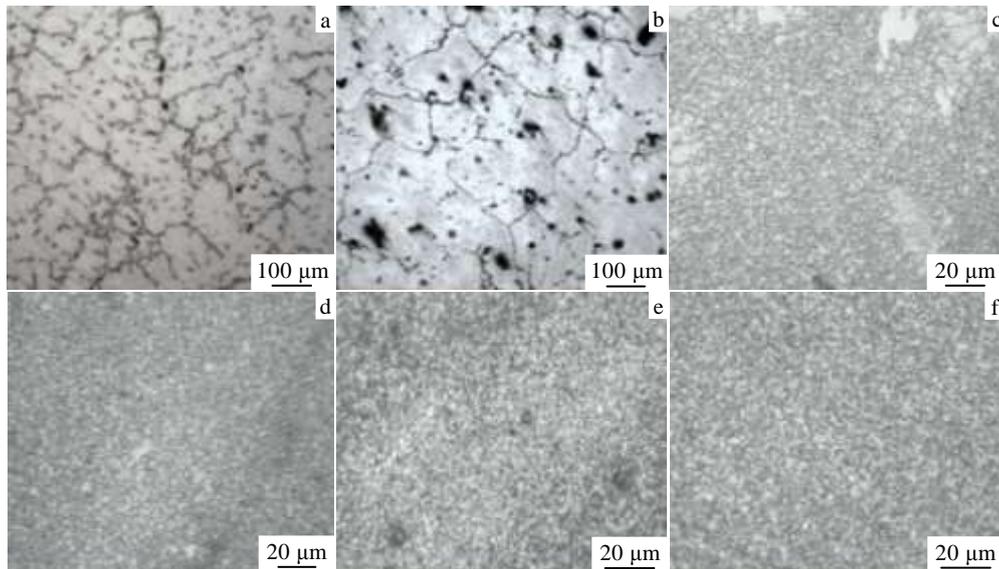


图 7 AZ80 镁合金各道次 CEEOP 变形显微组织

Fig.7 Microstructures of AZ80 Mg alloy of each pass deformation via CEEOP: (a) as-cast, (b) as-annealed, (c) one-pass, (d) two-pass, (e) three-pass, and (f) four-pass

15.9、11.2 μm ，翁立奎等^[17]研究了 AZ80 镁合金塑性变形与强韧化，在模具温度为 350 $^{\circ}\text{C}$ 和累积应变为 1 的实验条件下，通过 1、4、8 道次 ECAP 变形之后，晶粒的平均晶粒度为 7、6、3 μm 左右。本研究中 CEEOP 的累计应变为 1.6，那么，CEEOP 挤压 2 道次的累积应变比 ECAP 的 4 道次累积应变略小一点，但 CEEOP 试样的 2 道次挤压试样晶粒尺寸可以达到 3 μm ，而 A. Muralidhar 等^[16]和翁立奎等^[17]的 ECAP 4 道次变形的晶粒细化尺寸才是 11.2 和 6 μm ，说明在相同的变形温度与累积应变下，CEEOP 的晶粒细化效果

比 ECAP 更优越。挤压道次越多，晶粒尺寸越小且越均匀，但从 3、4 道次的显微组织可以看出，细化作用并没有前 2 道次的明显，这可能是由于塑性变形过程中位错的增殖与湮灭所致，变形量小时，位错密度不大，此时的位错增殖比位错湮灭速度大，没有明显回复作用，所以 1 道次时晶粒的细化较明显。在 3 道次时，变形量达到了一定量，位错增殖的速度与位错湮灭的速度达到了动态平衡，所以晶粒的尺寸基本变化不大^[18-20]。

3.3 力学性能

图 8 是 AZ80 镁合金的硬度随挤压道次的变化曲

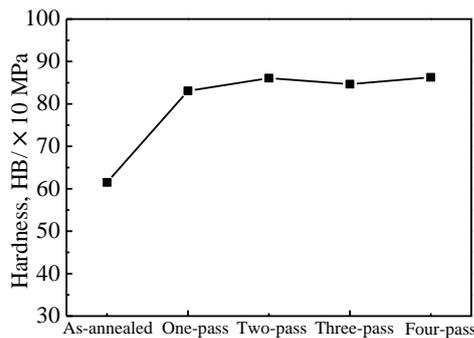


图8 各道次 CEEOP 变形的硬度曲线

Fig.8 Hardness test curves of each pass deformation via CEEOP

线。可见, AZ80 镁合金在 CEEOP 变形 1、2、3、4 道次下硬度具有逐渐上升趋势。均匀化态时, 硬度 HB 是 615 MPa, 经过 1、2、3、4 道次的挤压后, 硬度依次提升到了 830.7, 866.7, 846.6, 862.7 MPa。2 道次之后的硬度变化不太大, 原因可能是晶粒的细化程度不太大, 在组织分析中可以看出, 2、3、4 道次晶粒的尺寸变化不太明显。表 3 是不同挤压道次下 AZ80 镁合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率。可见, 抗拉强度与屈服强度随着挤压道次的增加而升高, 在均匀化状态时, 抗拉强度与屈服强度分别是 230.9 和 115 MPa, 经过 1 道次的 CEEOP 后, 试样的抗拉强度与屈服强度均得到提高, 达到 262.7 和 155 MPa, 2、3、4 道次的试样抗压强度与屈服强度均具有 5~30 MPa 的增加。伸长率在 1 道次 CEEOP 挤压后降低了 2.5%, 2 道次 CEEOP 挤压后又升高了 2.1%, 3、4 道次时变化不明显。翁立奎等^[17]人研究了 AZ80 镁合金塑性变形与强韧化, 在挤压温度为 350 °C, 经过 4 道次 ECAP 挤压后(累积应变是 4), 试样的抗拉强度、屈服强度和伸长率达到 250、155 MPa 和 20%。A. Muralidhar 等^[16]人研究了等通道转角挤压对 AZ80 镁合金组织和力学性能的影响规律, 在挤压温度为 350 °C, 累积应变为 0.7 条件下, 4 道次 ECAP 挤压的抗拉强度、屈服强度和伸长率达到 205 MPa、105 MPa 和 8.1%。在相

表 3 各道次 CEEOP 变形的力学性能

Table 3 Mechanical property of each pass deformation via CEEOP

Property	As-annealed	One-pass	Two-pass	Three-pass	Four-pass
Elongation/%	11.8	9.2	11.3	10.5	10.8
Yield strength/MPa	115	155	160	162	170
Tensile strength/MPa	230.9	262.7	272.1	270.9	294.8

同变形温度下, CEEOP 的 2 道次累积应变略比 ECAP 的 4 道次大一点, 但 CEEOP 的 2 道次抗拉强度与屈服强度却比翁立奎等^[17]和 A. Muralidhar 等^[16]的 ECAP 的 4 道次变形抗拉强度与屈服强度高, 2 道次 CEEOP 的伸长率为 11.36%, 比翁立奎等^[17]的 4 道次伸长率小, 但是比 A. Muralidhar 等^[16]的 4 道次伸长率 8.1% 大。可见, 在相同的变形温度与累积应变条件下, CEEOP 变形比 ECAP 变形能够更大程度的提高抗拉强度与屈服强度。CEEOP 挤压试样的强度和硬度随着挤压道次的增加而提高, 这与 α -Mg 基体细化和 β -Mg₁₇Al₁₂ 相的细化与弥散有关。基体晶粒越细, 晶界越多, 位错密度也越高, 对滑移的阻碍作用越强, 强度自然也就越高。并且, β -Mg₁₇Al₁₂ 相越细、分布越弥散, 均匀的分布在基体或晶界上, 可以阻碍晶粒的长大, 并且产生的应力集中减少, 最终可以达到细晶强化和弥散强化的效果^[20]。

4 结 论

1) CEEOP 挤压试样横截面在 1 道次时等效应变梯度比较明显, 随着挤压道次的增加, 应变梯度值差距越来越少, 在 3、4 道次 CEEOP 挤压后, 除了边缘或角部位的高密度区域外, 整个试样的等效应变得到了很好的应变累积, 应变梯度消失, 变形均匀性得到了很大的改善。

2) CEEOP 多道次挤压工艺对晶粒的尺寸有着明显的细化作用, 均匀化退火态时为 150~230 μm , 4 道次 CEEOP 挤压后晶粒的尺寸可以达到 1.5 μm 左右, 明显优越于 ECAP 工艺的细化效果。

3) 随着挤压道次的增加, 晶粒的尺寸越来越小, 达到一定变形量时, 即 2 道次后, 细化效果减弱。经过 CEEOP 挤压后, 硬度 (HB) 与强度相比均匀化的 615 和 230.9 MPa 增加到 863 和 294.8 MPa, 细晶强化效果明显, 并且相同变形温度与累积应变下, CEEOP 变形比 ECAP 变形能够更大程度的提高抗拉强度与屈服强度。

参考文献 References

- [1] Huang Haijun(黄海军), Hai Qiuhua(韩秋华), Wang Ruiquan(王瑞权) *et al. China Foundry Machinery & Technology*(中国铸造装备与技术)[J], 2010(1): 1
- [2] Zhao Hui(赵 辉), Peng Xiaodong(彭晓东), Wang Yanguang(王艳光) *et al. Rare Metals*(稀有金属)[J], 2012, 36(1): 161
- [3] Lu Liwei(卢立伟), Zhao Jun(赵 俊), Liu Longfei(刘龙飞) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2014, 35(S1): 1
- [4] Zhan Meiyuan(詹美燕), Li Chunming(李春明), Shang Junling

- (尚俊玲) *et al. Materials Review*(材料导报)[J], 2011, 25(2): 1
- [5] Yang Wenpeng(杨文鹏), Guo Xuefeng(郭学峰), Ren Fang(任昉) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(10): 2730
- [6] Pardis N, Chen C, Ebrahimi R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 628: 423
- [7] Babaei A, Mashhadi M M, Jafarzadeh H. *Journal of Materials Science*[J], 2014, 49(8): 3158
- [8] Xue Y, Zhang Z M, Wu Y J *et al. Science of Sintering*[J], 2013, 45(2): 199
- [9] Pardis N, Talebanpour B, Ebrahimi R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(25-26): 7537
- [10] Rahimi F, Eivani A R, Kiani M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 83: 144
- [11] Cai J, Li F G, Liu T Y *et al. Materials and Design*[J], 2011, 32: 1144
- [12] Jia Lili(贾俐俐). *Extrusion Technology and Die Design*(挤压工艺及模具)[M]. Beijing: China Machine Press, 2004: 105
- [13] Pardis N, Ebrahimi R. *Materials Science and Engineering A* [J], 2009, 527(1): 355
- [14] Xu Shubo(徐淑波), Zhang Guoliang(张国良), Ren Guocheng(任国成) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2007, 17(12): 1928
- [15] Li Jizhon(李继忠), Zhang Nianxian(张念先), Ding Hua(丁桦) *et al. Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报) [J], 2011, 18(3): 20
- [16] Muralidhar A, Narendranath S, Nayaka H S. *Journal of Magnesium & Alloys*[J], 2013, 1(4): 336
- [17] Weng Likui(翁立奎). *Thesis of Master*(硕士论文)[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2006
- [18] Shi Lei(石磊), Yang He(杨合), Guo Lianggang(郭良刚) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(11): 1955
- [19] Mathis K, Gubicza J, Nam N H. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2005, 394: 194
- [20] Liu Chuming(刘楚明), Liu Zijuan(刘子娟), Zhu Xiurong(朱秀荣) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2006, 16(1): 1

Microstructure and Mechanical Properties of AZ80 Magnesium Alloy by Cyclic Expansion-extrusion Processing

Xue Yong, Yang Zhihui, Zhang Zhimin, Wu Yaojin, Li Hong

(North University of China, Taiyuan 030051, China)

Abstract: AZ80 magnesium alloy billets of 100 mm×50 mm×170 mm in size were extruded by cyclic expansion-extrusion process in two orthogonal planes (CEEOP). The effect of 1~4 pass deformation of CEEOP on the equivalent strain, microstructure and mechanical properties of AZ80 magnesium alloy was investigated by simulation, OM, tensile test and hardness test. The results show that with the increasing of CEEOP pass, the grain size becomes smaller and more uniform; the grain size can be refined from 200 to 6 μm after one-pass; after four-pass, the size of equal-axial grain is reduced to approximately 1.5 μm and the distribution is uniform. Furthermore, the mechanism of grain refinement is mechanical fragmentation and dynamic recrystallization. However, the grain refinement effect is not obvious after two-pass. Their mechanical properties have been greatly improved compared with those of the annealed alloy. One-pass deformation of CEEOP can significantly improve the hardness (HB) of the annealed alloy from 615 to 830.7 MPa. Similarly, four-pass deformation can also obviously improve that from 615 to 862.7 MPa. The ultimate tensile strength and yield strength via one-pass can be improved from 230.9, 115 MPa to 262.7, 155 MPa, respectively. And after four-pass, they can increase to 294 and 170 MPa, respectively. At the same deformation temperature and strain accumulation, CEEOP can refine grain and improve the tensile strength and yield strength of the material better than ECAP.

Key words: CEEOP; magnesium alloy; dynamic recrystallization

Corresponding author: Xue Yong, Ph. D., Associate Professor, College of Material Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, P. R. China, E-mail: forge54@163.com