

等通道球形转角膨胀挤压工业纯铝的组织与性能

王晓溪¹, 张翔^{2,3}, 黄传辉¹, 何敏¹

(1. 徐州工程学院, 江苏 徐州 221018)

(2. 中国矿业大学, 江苏 徐州 221116)

(3. 高端工程机械智能制造国家重点实验室, 江苏 徐州 221004)

摘要:采用新型等通道球形转角膨胀挤压(equal channel angular expansion extrusion with spherical cavity, ECAEE-SC)工艺,对工业纯铝进行室温1道次挤压变形。借助光学显微镜(OM)、电子背散射衍射(EBSD)研究变形过程中工业纯铝显微组织的变化规律,并进行了硬度测试和拉伸试验。结果表明:ECAEE-SC工艺具有复合成形效果和较高的挤压效率,坯料成功实现了单道次连续变形。工业纯铝经1道次ECAEE-SC变形后,在机械剪切、应变累积和静水压力的共同作用下,晶粒显著破碎和细化,内部形成了大量细小、均匀的等轴亚晶,平均晶粒尺寸约为4.6 μm;材料表现出优良的综合力学性能,HV显微硬度由未变形时的366 MPa增加至702 MPa,增幅为91.8%,且分布趋于均匀;抗拉强度高达183.8 MPa,而伸长率降低至12.7%,拉伸断口表现出明显的韧性断裂特征。

关键词:复合大塑性变形;等通道球形转角膨胀挤压;工业纯铝;显微组织;力学性能

中图分类号: TG146.21; TG376

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)06-1901-05

随着材料制备与加工技术的不断完善,以微观组织控制为目的的剧烈塑性变形法(severe plastic deformation, SPD)^[1,2]引起了世界各国学者的研究兴趣和高度重视,被公认为是制备块体超细晶材料(ultrafine grained materials, UFG)最具前途的方法之一。与其它制备技术相比,SPD法具有晶粒细化能力强、工艺流程简单、适用范围广等特点,可在不改变材料外形尺寸的基础上获得大尺寸、高致密度的块体亚微米甚至纳米材料。其中,等通道转角挤压(equal channel angular pressing, ECAP)^[3-5]是SPD法中最具代表性且发展最为迅速的一种工艺,具有广阔的开发和应用潜力。然而,ECAP通常需要多道次才能获得理想的晶粒细化效果,且由于变形过程不连续,坯料反复取放,费时费力,挤压效率低下。此外,对于一些难变形和低塑性的材料,挤压过程中还易出现裂纹,不利于实际生产应用。

近年来,在传统ECAP工艺的基础上,人们相继开发设计出了多种不同变形形式的复合SPD技术^[6-9],它们在提高工艺挤压效率、改善坯料变形效果等方面发挥了重要作用。本研究结合ECAP剧烈塑性剪切和等截面重复变形的特点,将“球形分流”和“膨胀挤

压”概念引入传统ECAP,提出一种制备高性能块体超细晶材料的新型复合SPD工艺——等通道球形转角膨胀挤压(equal channel angular expansion extrusion with spherical cavity, ECAEE-SC),实现了坯料“一次挤压、多种工艺、连续变形”的复合成形效果。在自行设计的ECAEE-SC模具上,开展了工业纯铝室温1道次挤压变形实验,研究了ECAEE-SC变形过程中纯铝显微组织和力学性能的变化规律。

1 实验

ECAEE-SC工艺变形原理如图1所示。

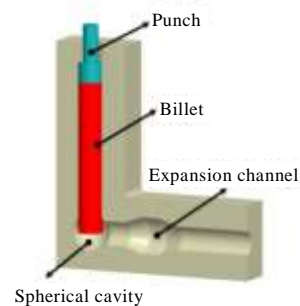


图1 ECAEE-SC工艺示意图

Fig.1 Schematic diagram of ECAEE-SC process

收稿日期: 2017-10-07

基金项目: 国家自然科学基金(51401177); 江苏省高校自然科学基金项目(17KJB430031); 徐州市科技计划项目(KC16SG279)

作者简介: 王晓溪,女,1985年生,博士,副教授,徐州工程学院机电工程学院,江苏徐州221018,电话:0516-83105376, E-mail: wx19851109@sina.com

该模具型腔由出入口截面尺寸相同的两条通道组成，并在转角处相交成一定角度的通道组成。坯料从模具竖直接口通道放入，在挤压力的作用下沿球形转角和膨胀通道流动变形，最终从水平通道出口被挤出。由于截面尺寸存在变化，坯料经过模具转角和膨胀通道时，将依次发生剪切、膨胀、挤压等多种不同形式的复合变形，累积塑性应变量大大增加，挤压变形效率大幅提高。

实验材料为均匀化退火后的工业纯铝（1060 铝锭），坯料尺寸为 $\Phi 15\text{ mm} \times 80\text{ mm}$ 的棒料。室温条件下，在 YD32G-100 型液压机上完成工业纯铝 1 道次挤压。ECAEE-SC 模具采用圆形通道截面，出入口通道直径为 15 mm，球形空腔直径为 23 mm，膨胀通道内径为 20 mm，两通道之间夹角为 90° ，挤压凹模实物如图 2 所示。变形过程中，变形坯料与模具通道内壁间采用 MoS_2 进行润滑，以减小摩擦带来的不利影响，挤压速度约为 1mm/s。

挤压结束后，沿变形坯料不同部位切取试样进行组织和性能测试。显微组织试样取自坯料横截面，采用 Leica DMI5000M 倒置金相显微镜观察晶粒大小和形态，在 JSM-7001F 场发射扫描电子显微镜下进行 EBSD 测试，获取晶粒尺寸和取向分布信息，加速电压为 20 kV。采用 KB30S 显微硬度试验机测量维氏硬度，加载载荷为 0.98 N，保压时间为 15 s，测试时在试样横截面上等间距选取 15 个点，以各点平均值作为最终硬度值。在日本岛津 AG-X plus 100 kN 电子万能试验机上进行室温拉伸试验，拉伸试样标距部分尺寸为 $20\text{ mm} \times 5\text{ mm} \times 1.5\text{ mm}$ ，标距长度方向平行于挤压出口方向，拉伸速度为 2 mm/min，利用 Inspect S50 扫描电镜进行拉伸断口形貌观察。

2 结果与分析

2.1 变形过程

图 3 给出了 ECAEE-SC 变形过程中挤压坯料实物图。可以看出，ECAEE-SC 工艺下坯料整体变形连续，



图 2 实验用 ECAEE-SC 挤压凹模 (1/2)

Fig.2 One half of the used ECAEE-SC die

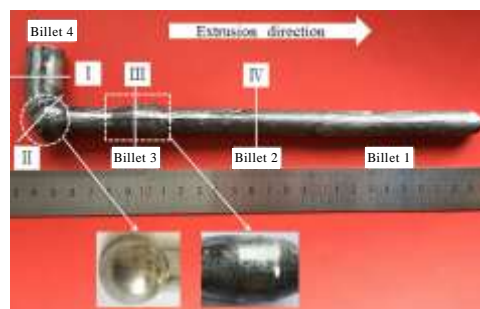


图 3 ECAEE-SC 挤压坯料实物图

Fig.3 Macrograph of the billets processed by ECAEE-SC

挤出坯料外形完整，宏观无裂纹，表面质量良好。图 3 所示 4 根坯料所处位置各具代表性，它们首尾相连，在模具内依次发生变形，以“料顶料”的方式被连续挤出。其中，坯料 1 为模具内无余料时的首根挤出坯料；坯料 2 为模具内含有余料的完整挤出坯料；坯料 3 位于膨胀变形阶段，即将完成全部变形；坯料 4 尚处于变形初期阶段，金属正在填充球形转角部位。

对坯料的局部变形区域进行仔细观察还可以发现，变形主要集中在球形转角和膨胀通道两个区域。一方面，模具转角处球状圆弧的平滑过渡作用，显著改善了坯料底部金属的流动性，材料连续变形的同时无间隙地填充模具外角，可避免出现传统 ECAP 工艺易产生的变形“死区”^[10]；另一方面，膨胀通道出口处“减径”设计为坯料变形提供了反向背压，有效提高了材料内部的静水压力，使得变形过程中金属与通道内壁紧密贴合，大大减小了坯料变形缺陷和模具磨损^[11]。ECAEE-SC 工艺下，坯料经过挤压、剪切、膨胀等一系列不同形式的变形后，内部变形十分剧烈，累积应变量不断增加，组织和性能将发生明显的变化。

2.2 显微组织

图 4a~4d 分别为 ECAEE-SC 变形过程中，4a：竖直接口区 I、4b：球形转角区 II、4c：膨胀挤压区 III、4d：完全变形区 IV，（见图 3 标识）工业纯铝的金相显微组织。由图可见，变形初始阶段，坯料在竖直接口内发生类似镦粗变形，组织为粗大的铸态等轴晶，尺寸大小不一，多为大于 $200\text{ }\mu\text{m}$ 的大晶粒，如图 4a 所示。随着变形的继续，在球形转角区，坯料由于发生剪切变形产生了大量的剪切和滑移，晶粒几乎沿同一方向被拉长，形成条带状（剪切带）组织，并开始出现破碎和细化，如图 4b 所示。当坯料变形进入膨胀挤压阶段时，材料内部累积应变量进一步增大，二次剪切作用使得条带状晶粒更加细小和狭长，组织呈纤维状且分布更加均匀，如图 4c 所示。同时，由于材料在

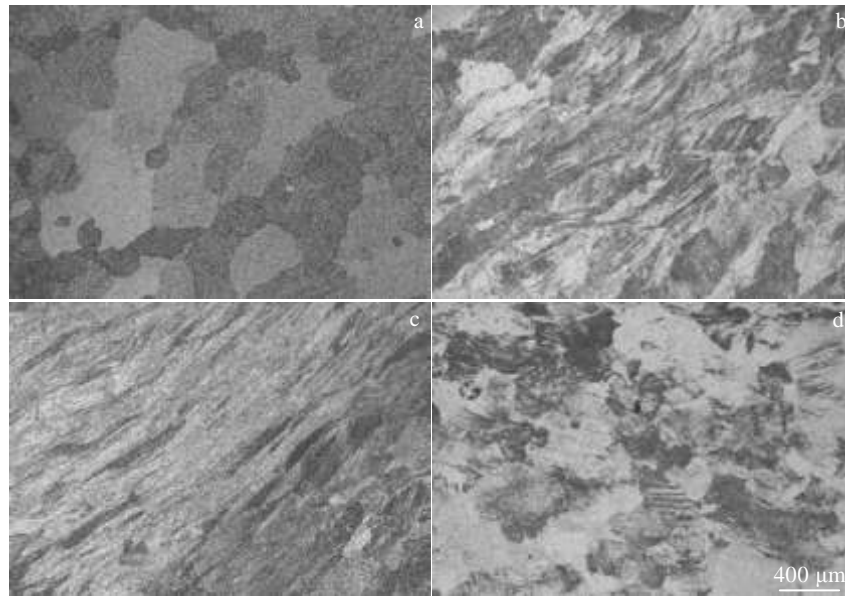


图 4 工业纯铝在 ECAEE-SC 变形过程中的显微组织

Fig.4 Microstructures of commercially pure aluminum during ECAEE-SC process: (a) in vertical channel, (b) at spherical cavity, (c) in expansion channel, and (d) after 1 pass

膨胀通道内处于理想的三向压应力状态，在压应力和切应力的共同作用下，晶粒再次发生剧烈塑性变形，组织进一步得到细化。1 道次变形后，晶粒细化效果十分显著，材料内部组织被大量细小的等轴晶粒所代替。在完全变形区内，材料晶界已变得模糊不清，光学显微镜下难以区分，如图 4d 所示。

2.3 EBSD 分析

图 5 为在 ECAEE-SC 变形过程中，工业纯铝分别在球形转角区 (II) 和完全变形区 (IV) 内的晶粒取向分布图。从图 5a 可以看出，挤压过程中坯料在转角区域受到剧烈剪切变形，晶粒沿剪切方向被拉长，一些粗大晶粒内部开始出现剪切变形带，这些剪切带将原始晶粒分割成了许多细小的亚晶，但多为小角度的亚晶界。随后，坯料在膨胀通道内继续变形，在机械剪切、应变累积和静水压力的共同作用下，晶粒被进一步拉长、细化，亚晶尺寸继续减小。与此同时，由于位错不断增殖和运动的不均匀分布^[12,13]，某些亚晶优先转变成成为具有大角度晶界的细晶粒，并逐渐趋向于等轴分布。1 道次变形结束后，材料内部形成了大量尺寸细小且分布相对均匀的等轴亚晶，平均晶粒尺寸约为 4.6 μm。

2.4 显微硬度

图 6 给出了不同 ECAEE-SC 变形区内工业纯铝显微硬度的变化曲线。

从图中可以看出，1 道次 ECAEE-SC 变形后，工业

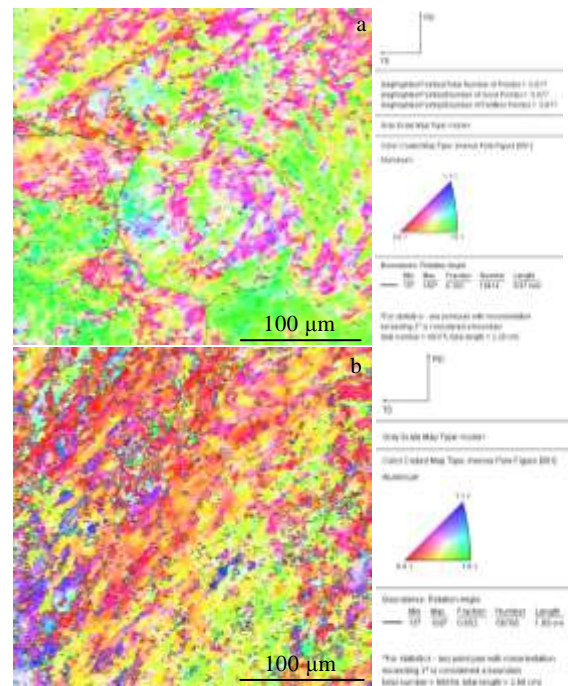


图 5 工业纯铝在 ECAEE-SC 变形过程中的晶粒取向分布图

Fig.5 Orientation imaging microscopy (OIM) mapping of commercially pure aluminum during ECAEE-SC process: (a) at spherical cavity and (b) after 1 pass

纯铝显微硬度大幅增加，HV 硬度值从最初的 366 MPa 上升到变形后的 702 MPa，增幅高达 91.8%。其中，在

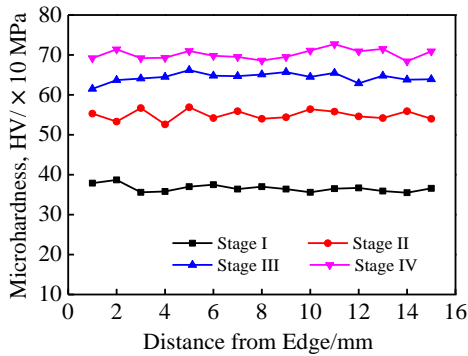


图 6 不同 ECAEE-SC 变形区内工业纯铝的显微硬度
Fig.6 Microhardness of commercially pure aluminum at different deformation stages of ECAEE-SC process

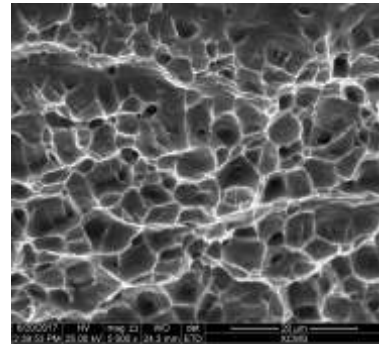


图 8 1 道次 ECAEE-SC 变形后拉伸断口的 SEM 形貌
Fig.8 Tensile fracture morphology of specimen after 1 pass ECAEE-SC process

球形转角变形区内，材料硬度值升高最为明显。这是由于该阶段在挤压力作用下材料发生剧烈复合塑性变形，一方面金属填充球形空腔，并不断向水平通道分流；另一方面模具转角处的剪切作用使得材料内部累积了大量等效应变。随后的膨胀挤压进一步加剧了坯料的塑性变形，晶粒细化效果明显，材料硬度值继续增加，且分布也更加趋于均匀。材料显微硬度的这一变化趋势与图 4 所示的显微组织特征相一致，从而有力证明了实验结果的可靠性。

2.5 拉伸性能

图 7 为工业纯铝在不同状态下的室温拉伸真应力-真应变曲线。从图 7 可以看出，在 ECAEE-SC 工艺细晶强化和高密度位错强化的共同作用下^[14]，材料强度上升明显。未变形试样抗拉强度为 94.8 MPa，1 道次变形后抗拉强度为 183.8 MPa，增幅高达 93.9%，远高于高纯铝 4 道次 ECAP 的变形效果^[15]。而其塑性延伸率有所下降，从未变形退火态的 22.8%降低至 1 道次变形后的 12.7%，但总体仍表现出较高的塑性。

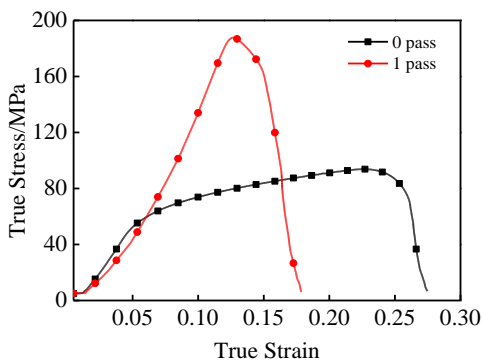


图 7 1 道次 ECAEE-SC 变形前后工业纯铝真应力-真应变曲线
Fig.7 True stress-true strain curves of commercially pure aluminum before and after 1 pass ECAEE-SC process

图 8 为 1 道次 ECAEE-SC 变形后拉伸试样的断口形貌。可以看出，断口由大量深浅不一的韧窝、少量的撕裂棱以及细小空洞组成。韧窝多呈等轴状，大小和分布相对均匀，表现出明显的韧性断裂特征。上述实验结果表明，ECAEE-SC 工艺在保持材料良好塑韧性的同时，能够显著提高其强度，使材料具有优良的综合力学性能，是一种制备块体超细晶材料行之有效的办法。

3 结 论

- 1) 在自行设计的 ECAEE-SC 模具上，可以实现室温条件下坯料单道次复合、连续变形，挤出坯料外形完整、宏观无裂纹且表面质量良好。
- 2) ECAEE-SC 工艺有效提高了坯料的挤压效率和变形效果。1 道次 ECAEE-SC 变形后，工业纯铝晶粒显著破碎细化，在机械剪切、应变累积和静水压力的共同作用下，材料内部形成了大量细小、均匀的等轴亚晶，平均晶粒尺寸约为 4.6 μm。
- 3) 1 道次 ECAEE-SC 变形后，工业纯铝表现出优良的综合力学性能。HV 显微硬度由最初的 366 MPa 上升到变形后的 702 MPa，且整体分布趋于均匀；抗拉强度高达 183.8 MPa，增幅为 93.9%，而伸长率降低到 12.7%，拉伸断口具有明显的韧性断裂特征。

参考文献 References

[1] Wang Chengpeng, Li Fuguo, Chen Bo *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2012, 41(6): 941
 [2] Liu Zhaohua(刘兆华), Wang Xiaoli(王晓琪), Chen Liangwei(陈亮伟) *et al. Journal of Materials Engineering(材料工程)* [J], 2014, 11: 62
 [3] Tolaminejad B, Hoseini-Athar M M. *Materials Science and*

- Engineering A*[J], 2016, 670: 146
- [4] Kim K J, Yang D Y, Yoon J W. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(29-30): 7927
- [5] Zheng Lijing(郑立静), Chen Changqi(陈昌麒), Zhou Tietao(周铁涛) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2004, 33(12): 1325
- [6] Fakhar N, Fereshteh-Saniee F, Mahmudi R. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(12): 3081
- [7] Fadaei Abbas, Farahafshan Faramarz, Sepahi-Boroujeni Saeid. *Materials & Design*[J], 2017, 113: 361
- [8] Qarni Muhammad Jawad, Sivaswamy Giribaskar, Rosochowski Andrzej et al. *Materials & Design*[J], 2017, 122: 385
- [9] Liu Tianmo(刘天模), Liu Jianzhong(刘建忠), Lu Liwei(卢立伟) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(9): 1657
- [10] Sepahi-Boroujeni S, Fereshteh-Saniee F. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 636: 249
- [11] Qi Huarong(起华荣), Shi Qingnan(史庆南), Tao Xinyao(陶新姚) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(9): 2317
- [12] Tolaminejad B, Dehghani K. *Materials & Design*[J], 2012, 34: 285
- [13] Liu Zhaohua(刘兆华), Chen Liangwei(陈亮维), Xi Jian(席建) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(7): 1407
- [14] Duan Yulu, Tang Lei, Xu Guofu et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 664: 518
- [15] Liu Guoxin(刘国心), Wei Wei(魏伟), Wei Kunxia(魏坤霞). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2008, 32(6): 66

Microstructure and Mechanical Properties of Commercially Pure Aluminum Processed by Equal Channel Angular Expansion Extrusion with Spherical Cavity (ECAEE-SC)

Wang Xiaoxi¹, Zhang Xiang^{2,3}, Huang Chuanhui¹, He Min¹

(1. Xuzhou University of Technology, Xuzhou 221018, China)

(2. China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, China)

(3. State Key Laboratory of Intelligent Manufacturing of Advanced Construction Machinery, Xuzhou 221004, China)

Abstract: Commercially pure aluminum (1060 Al alloy) was subjected to equal channel angular expansion extrusion with spherical cavity (ECAEE-SC) for 1 pass at room temperature. The microstructure development of pure aluminum during processing was investigated using optical microscopy (OM) and electron backscattered diffractometry (EBSD). In addition, the microhardness measurements and tensile tests were conducted for mechanical testing. The results show that the ECAEE-SC process is capable of combined severe plastic deformation and shows high extrusion efficiency; the billet has successfully achieved continuous deformation in a single pass. After 1 pass of ECAEE-SC process, the grains are significantly broken and refined under the combined action of mechanical shear, strain accumulation and hydrostatic pressure. A large number of fine homogeneous equiaxed subgrains form, whose average grain size is 4.6 μm . Also, the extruded materials show excellent comprehensive mechanical properties. The HV microhardness increases from 366 MPa to 702 MPa with uniform distribution, more than 91.8% improvement over the as-cast condition. The tensile strength is up to 183.8 MPa, while the elongation decreases to 12.7%. The tensile fracture morphology exhibits remarkable ductile fracture characteristics.

Key words: combined severe plastic deformation; equal channel angular expansion extrusion with spherical cavity (ECAEE-SC); commercially pure aluminum; microstructure; mechanical property

Corresponding author: Wang Xiaoxi, Ph. D., Associate Professor, School of Mechanical and Electrical Engineering, Xuzhou University of Technology, Xuzhou 221018, P. R. China, Tel: 0086-516-83105376, E-mail: wxx19851109@sina.com