



挤压剪切对镁合金组织及物理场演变的影响机制

张慧玲¹, 胡红军¹, 张威¹, 赵辉¹, 张丁非²

(1. 重庆理工大学 材料科学与工程学院, 重庆 400050;

2. 重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400044)

摘要: 为了优化镁合金棒材的微观组织, 借鉴正挤压与多道次等通道挤压的特点提出了挤压(Extrusion)-剪切(Shear)复合挤压工艺(简称ES), 制造了多副适合工业卧式挤压机上的ES变形组合凹模, 进行了ES挤压和普通挤压实验。构建了ES挤压和普通挤压的三维热力耦合的有限元模型及计算条件, 模拟了ES挤压过程的挤压力、有效应力及应变演变规律, 利用光学显微镜、透射及扫描电镜对微观组织演变进行了观察与分析。结果表明: 根据对成形力演变过程和数值的分析, ES挤压过程可以分为四个阶段, 其中有三个阶段挤压力变化较小, ES成形所需的挤压力大约是普通挤压所需挤压力的1.67倍; 与普通挤压相比, ES挤压可大大提高镁合金的有效应变, 最大有效应变可提高到3.8倍; ES成形可以改善镁合金中 β 相的形态与分布, 不仅细化棒材表层晶粒, 而且心部晶粒也得到了细化; 动态再结晶晶粒及变形位错会越多, 再结晶晶粒越细; 带有转角的ES模具产生的剪切作用是镁合金发生多次动态再结晶的主要原因, 在ES挤压过程中, 第二相 β 相对基体有剪切和钉扎作用。

关键词: 变形镁合金; ES变形; 微观组织; 动态再结晶; 应力状态

文章编号: 1004-0609(2022)-07-1924-10

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 张慧玲, 胡红军, 张威, 等. 挤压剪切对镁合金组织及物理场演变的影响机制[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(7): 1924-1933. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42610

ZHANG Hui-ling, HU Hong-jun, ZHANG Wei, et al. Effect mechanisms of extrusion-shear on microstructures and physical fields evolution of magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(7): 1924-1933. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42610

镁合金具有质轻、导热导电性好、阻尼减振、电磁屏蔽等优异性能, 被誉为21世纪资源与环境可持续发展的绿色材料^[1]。镁合金由于其具有的密排六方晶体结构的特点, 在室温变形条件下独立的滑移系少, 导致室温塑性低, 变形加工困难^[2]。常规棒材(型材)制备工艺形成的强烈的基面织构严重影响了镁合金棒材力学性能的提高, 因此, 在对镁合金塑性变形理论进行深入研究的基础上, 开发新

的棒材(型材)成形技术是促进变形镁合金持续发展的重要举措。众所周知, 镁合金在室温下塑性变形能力差, 国内外专家对于如何提升镁合金的塑性成形能力进行了深入的研究, 在塑性成形理论基础等方面做了大量实验研究, 发展了变形镁合金加工制备的基本理论; 通过研究镁合金的塑性变形机制和组织性能, 形成了新型塑性成形加工技术的基础理论体系。要提高镁合金的塑性性能, 就必须系统认

收稿日期: 2021-11-01; 修订日期: 2022-07-25

通信作者: 胡红军, 教授, 博士; 电话: 18996100916; E-mail: hhj@cqut.edu.cn

识不同条件下镁合金的塑性变形机制及微观组织演变规律,通过变形路径设计和工艺优化实现对镁合金组织结构和力学性能的提升,开发新的工艺技术来提高塑性加工能力^[3-4]。普通挤压后镁合金制品的组织 and 性能在纵向和横截面上不够均匀,组织的均匀性难于控制,进一步优化变形镁合金的组织性能只能依靠优化的工艺方案及新型的模具结构来实现。

ES成形模具的设计思想是将正挤压(Extrusion)和剪切(Shear)相结合(简称ES挤压),增加挤压过程压缩应力和剪切应力,从而提高镁合金的塑性,同时根据压力越多塑性越好的原则,增加了金属成形过程的被压,从而增加塑性。ES模具压缩减径区的锥角、二个剪切通道间的转角、挤压温度及速度对挤压后镁合金的组织性能影响很大。具有两次连续剪切的ES工艺是镁合金被挤压到所需要的尺寸以后,经过一次等通道挤压,再绕轴旋转180°进行第二次等通道挤压,实际上是等通道挤压路径C的模式(见图1)。长方体坯料在等通道挤压C通道模式下的剪切变形特点就是通过连续二次剪切后,坯料外形不发生变化^[5-6];经过第一次挤压后纵截面(Y平面)被拉长,Z平面大小不变,沿着挤压方向被滑移,X平面面积减小;经过第二次挤压后,三个面的形状恢复到挤压前。由此可见,在ES挤压过程中,X和Y平面的组织细化较好,而Z平面基本

没有受到影响^[7]。

本文采用基于Deform软件的有限元法来模拟ES挤压的变形过程,并预测了ES挤压和普通正挤压过程的挤压力、有效累积应变分布,对坯料中指定点的应力状态进行了分析;然后进行了镁合金ES挤压和普通挤压验证实验,对挤压比为12、挤压温度为380℃的ES变形组织和普通挤压组织进行了光学显微镜、透射及扫描电镜观察和分析,分析讨论了ES挤压过程镁合金动态再结晶机制及第二相的细化及对基体的钉扎机制。

1 实验

ES挤压实验在重庆大学国家镁合金中心的卧式挤压机上进行,挤压筒直径为80 mm。实验用的AZ61镁合金为商用铸锭。挤压前坯料及工模具均预热,数值模拟与试验的主要参数如表1所示。本实验在平行于挤压方向上截取样品,所有金相组织均取自棒料的中心部位。金相组织观察采用乙酸苦味酸溶液(2 mL乙酸+1 g苦味酸+5 mL水+20 mL酒精)腐蚀,在PME OLYMPUS TOKYO型金相显微镜上进行金相组织观察。

数值模拟所采用的参数包括ES挤压和普通挤压的坯料材料特性、成形温度、凹模和工件之间的摩擦因数等(见表1)。几何模型的建立:在UG三维造型软件中分别建立工件、凸模和凹模的模型,并

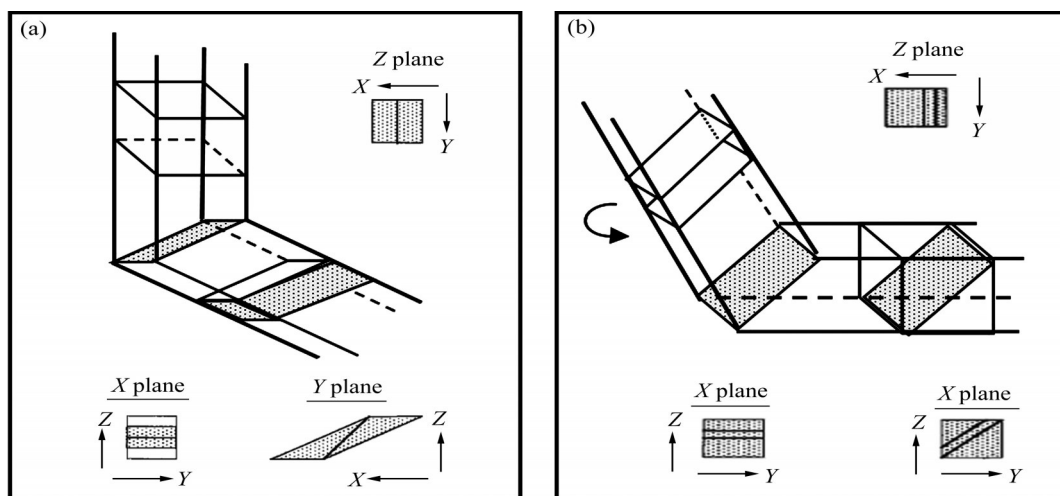


图1 具有二个道次的等通道挤压的剪切模式和等通道挤压各平面的变形示意图

Fig. 1 Schematic diagrams of shear mode with two passes of equal-channel angle extrusion and deformation of each planes: (a) First pass; (b) Second pass

保存为 STL 文件格式(见图 2); 通过 DEFORM-3D 前处理器中的模型输入三维实体模型, 不考虑凸模和凹模的受力和变形情况; 把凸模和凹模定义为刚性体, 把工件定义为塑性体, 其运动关系定义为凹模静止不动, 凸模为主动件(Primary die), 工件视为从动件(Slave)。镁合金和主要第二相($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$)性能参数数据列于表 2。

本文所用 AZ61 镁合金塑性变形时本构方程^[8]

见式(1)和(2):

$$\sigma = 76.16 \ln \{ (1.29 \times 10^{-11} \cdot Z)^{0.2} + [(1.29 \times 10^{-11} \cdot Z)^{0.4} + 1]^{0.5} \} \quad (1)$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp \left(\frac{Q}{RT} \right) \quad (2)$$

式中: σ 为流变应力; Z 为 Zener Hollomon 参数; $\dot{\varepsilon}$ 为应变率; Q 为变形激活能; T 为变形温度; R 为摩尔气体常数($8.31 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$)

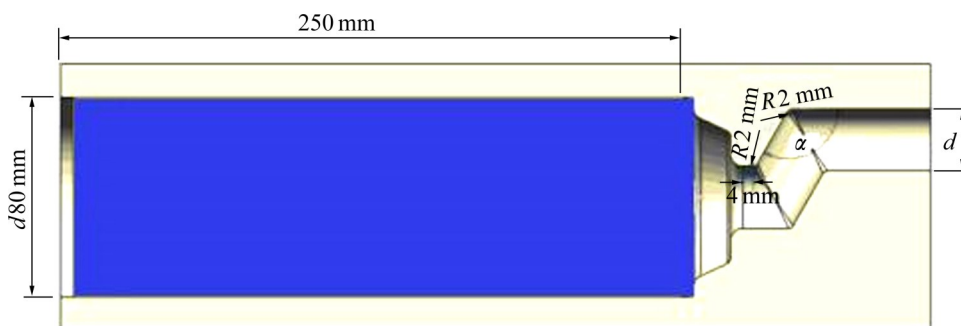


图2 预变形锥角为50°的ES挤压模具结构

Fig. 2 Die structures of ES process with pre-deformation cone angle of 50°

表1 有限元分析与试验及镁合金材料性能的主要参数

Table 1 Main parameters of finite element analysis and experiments

Parameter	Value	Parameter	Value
Extrusion ratio	12	Radius of turning angle/mm	3
Billet length /mm	245	Length of working belt/mm	5
die land length /mm	250	Preheating temperature of billet/°C	380
Billet diameter/mm	80	Preheating temperature of die/°C	350
Extrusion cylinder diameter/mm	80	Friction factor of container-billet interface	0.7
Heat transfer coefficient between tooling and billet, $N/(\text{°C} \cdot \text{s} \cdot \text{mm}^2)$	0.02	Heat transfer coefficient between tooling and billet, $N/(\text{°C} \cdot \text{s} \cdot \text{mm}^2)$	11

表2 镁合金和主要第二相的性能参数^[8-9]

Table 2 Main properties and parameters of magnesium alloy and secondary phases^[8-9]

Parameter	Value
Poisson's ratio	0.35
Coefficient of linear expansion/ °C^{-1}	26.8×10^{-6}
Density/ $(\text{kg} \cdot \text{m}^{-3})$	1780
Emissivity	0.12
Elastic modulus/GPa	45
Lattice parameters of $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}/\text{Å}$	20.19
Bulk modulus of $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}/\text{GPa}$	44.3
Enthalpy of formation of $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}/(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{atom}^{-1})$	-3.78
Heat capacity of $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}/(\text{J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$	24.4
Linear thermal expansion of $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}/\text{°C}^{-1}$	23.9×10^{-6}

2 结果与讨论

2.1 挤压剪切与正挤压过程挤压力的演变

通过研究镁合金挤压剪切过程的挤压力-行程曲线(见图3)及有效应变演变(见图4), 可以从宏观上定性认识镁合金坯料在挤压变形过程不同阶段的塑性变形特征。ES 挤压全过程和普通挤压相比可以明显分为I、II、III、IV四个阶段, 其中, ES 成形所需挤压力大概是普通挤压的1.67倍。

第I阶段为镦粗阶段, 坯料主要是发生刚性平移, 在和锥角区接触位置开始有小应变出现(见图4(a)), 挤压力由0 N急剧上升到约 4×10^5 N。

在第II阶段挤压垫片继续前行, 坯料开始产生塑性变形, 挤压力增高到约 6×10^5 N, 但是挤压力的增幅没有第一阶段大, 直到坯料开始进入模具工作带。在这一阶段, 挤压力克服金属的变形抗力以及坯料与模具(包括挤压筒)间的摩擦力。此时挤压

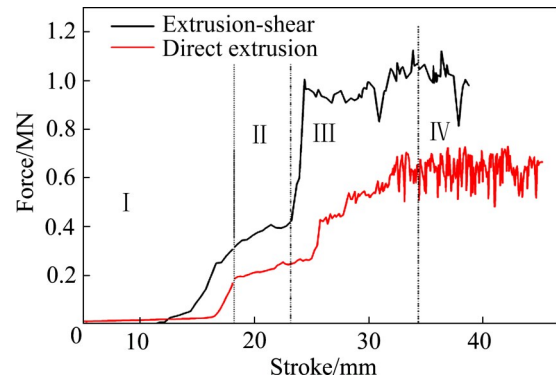


图3 坯料预热到380 °C时 AZ61 镁合金 ES 挤压和普通挤压的挤压力曲线

Fig. 3 Force-stroke curves of AZ61 magnesium alloy during ES and direct extrusion with billet preheated at 380 °C

力增幅降低主要是因为产生的应变已经超过动态再结晶所需的临界应变, 导致发生动态再结晶(见图4(b))。

在第III阶段挤压垫片继续前行, 迫使坯料前端

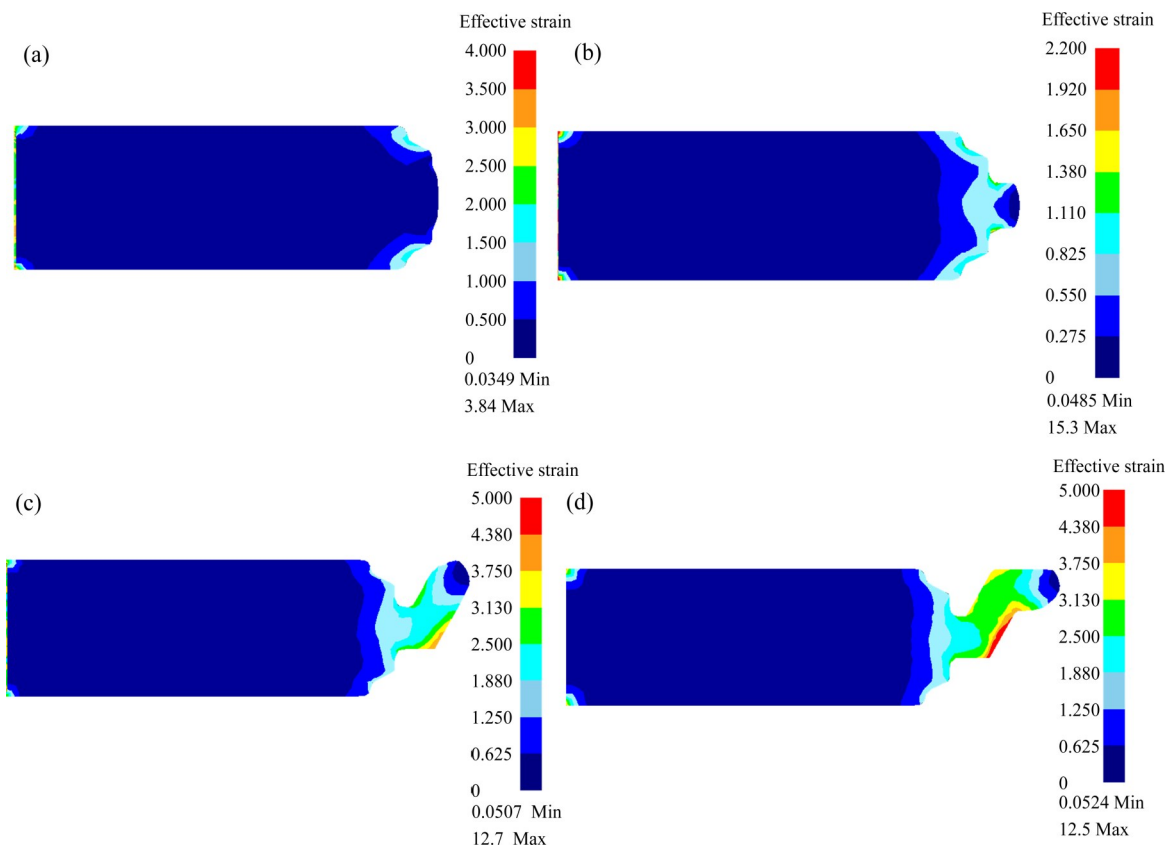


图4 ES 成形不同阶段累积应变

Fig. 4 Cumulative strains evolution of ES process at different stages: (a) Compression reduction area; (b) Direct extrusion zone; (c) Primary shear zone; (d) Secondary shear zone

流到第一个转角前端(见图4(c)), 挤压力急剧上升到约 1.25×10^6 N, 直到达到极大值。在这一阶段中, 挤压只改变毛坯高度, 变形区稳定性不变, 随后挤压力有所波动, 从极大值略微下降; 其原因是毛坯与模具接触面积逐渐变小, 从而使摩擦力逐渐减少, 变形体内的速度场变化很小。

在第IV阶段坯料到达转角位置后(见图4(d)), 挤压力稍微降低; 其主要原因是坯料与挤压筒的接触面积逐步减小, 在此期间镁合金坯料发生了动态再结晶, 导致变形抗力降低, 但由于坯料在该阶段属于非稳态流动, 容易产生缩尾等缺陷。

2.2 应变状态的比较

沿试样正中间对称面剖开, 试样内部的应变分布图见图4。由图4可见, 压缩减径区最大应变在边界区域, 处于死区的位置; 到达定径区时, 最大应变为1.38; 进入一次剪切区时, 可以看到在转弯处应变较大, 应变为4.38; 当通过第二个转角时, 应变已经增大到5, 这部分区域分布在第一个转角和第二个转角之间。由此可以看出, 在挤压过程中应变是随着变形程度的增加而不断增加的, 从压缩减径区到二次剪切区坯料的变形越来越剧烈。应变发生剧增的三个位置为: 压缩减径区的死区位置和定径区靠近工作带, 一次剪切区, 一次剪切区和二次剪切区之间区域。在大的累积应变作用下具有二次剪切的ES挤压具有明显的再结晶阶段, 包含预变形阶段、普通挤压阶段、连续转角剪切阶段。在普通挤压过程中, 前期应变大小与ES挤压基本一致, 由于缺少剪切区域, 坯料应变最大约为1.38。

2.3 挤压稳定期累积应变分布

图5所示为挤压比为12时, 处于稳定期的ES挤压和普通挤压所成形的棒料纵截面的应变分布。由图5可见, 无论是普通挤压还是ES挤压, 靠近模口位置的棒料应变较大, 远离模口位置的棒料应变较小; 可以推测棒料纵截面下部的微观组织细化比上部的更好, 中部棒料受应力较小、应变也较小, 因此中部的微观组织细化效果最差^[10]。ES挤压与普通挤压相比, 由于连续二次剪切的存在, 在模具出口纵截面下部应变为5.25, 上部为2.25(所占范围较大), 应变相差为3。对于普通挤压, 其应变率分布具有很强的轴对称性, 边界应变为3.25, 中部为1.5, 上中部、下中部应变相差为1.70。由此可知, ES挤压比普通挤压产生的累积应变更大、更均匀。

2.4 镁合金基体及第二相粒子细化机制

由于ES变形过程中引入了非常高的应变, 将引起析出相破碎、回溶等现象, 因此, 可利用ES挤压对镁合金的微观组织进行细化, 改善 β 相的形态与分布, 细化晶粒。图6所示为p1~p6六个点所组成的不规则第二相或基体颗粒形状演化图(假设存在任意六边形块状化合物第二相, 而且六个点所围成的六边形假设为第二相粒子见图6(a)), 在ES模具的挤压变径区, 基体和第二相受到连续的剪切力, 同时第二相与基体之间发生相对运动。通过对比每个点的应力变化, 绘制等效应力与时间变化曲线(见图7)。在压缩减径阶段, 被压缩的镁合金晶粒沿着的模壁方向拉长, 因此, 在模具对坯料施加

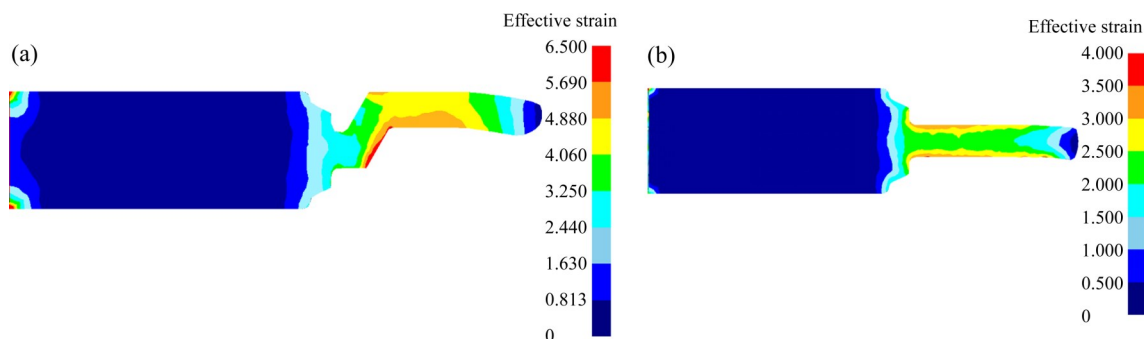


图5 坯料预热到380 °C时纵截面的应变分布

Fig. 5 Strains distributions of longitudinal sections of billets preheated at 380 °C: (a) ES process; (b) Ordinary direct extrusion

较大拉应力作用下, 第二相颗粒被拉长(见图6(b)); 第二相与基体受到模具转角的作用进一步拉长并转动(见图6(c)), 当变形应力达到一定程度时, 第二相与基体颗粒受到转角的剪切作用, 破碎为多个第二相颗粒。这样随着变形的进行, 第二相、 α -Mg基体、模具之间相互产生剪切作用, 同时受到模具的三向压力(在剪切转角处受到局部四向压力)和挤压垫的推动作用, 材料中第二相与基体逐渐细化并继续转动(见图6(d))。

图7所示为第二相颗粒剪切Mg基体的示意图。如图7(a)所示, 假设在晶界上存在4个块状化合物第二相, 分别用1、2、3、4表示, 在ES模具的挤压变径区基体和第二相受到连续的剪切力, 同时推动第二相与基体之间发生相对运动。如图7(b)所示, 材料在经过ES模具拐角时, 晶粒沿着的剪切方向变形, 因此, 在外加应力的作用下, α -Mg基体颗粒被拉长, 颗粒1、2、3、4也发生相对移动。如图7(c)所示, 颗粒1、2、3、4开始对基体颗粒施

加作用, 基体相互错开一定距离; 当变形达到一定程度时, 在两个硬颗粒紧密碰撞时基体颗粒最终被完全剪切, 同时也受到转角的剪切作用, 变成两个晶粒。因此, 随着变形的进行, 硬颗粒不断地对 α -Mg产生剪切作用^[10-12], 而且不断地受模具的挤压和挤压力的推动作用, 导致材料中晶粒逐渐细化(见图7(d))。

第二相具有硬度高、脆性大的特点, 从其在ES剪切变形过程中的尺寸及形态的变化可知, 在变形过程中第二相对基体合金能够起到一定的剪切作用, 当第二相的尺寸细化到一定的程度时, 还可以对再结晶晶粒起到钉扎作用。粒子对于基体晶粒的钉扎作用与粒子尺寸的大小和基体中粒子的体积分数有关, 钉扎力与钉扎粒子的半径成正比; 粒子的半径小于临界钉扎尺寸时, 就可以对基体晶粒起到有效的钉扎作用。在粒子不断地破碎过程中, 基体中粒子的尺寸不断变小, 合金中钉扎粒子的数量逐渐增多, 第二相粒子对于基体 α -Mg合金总的钉

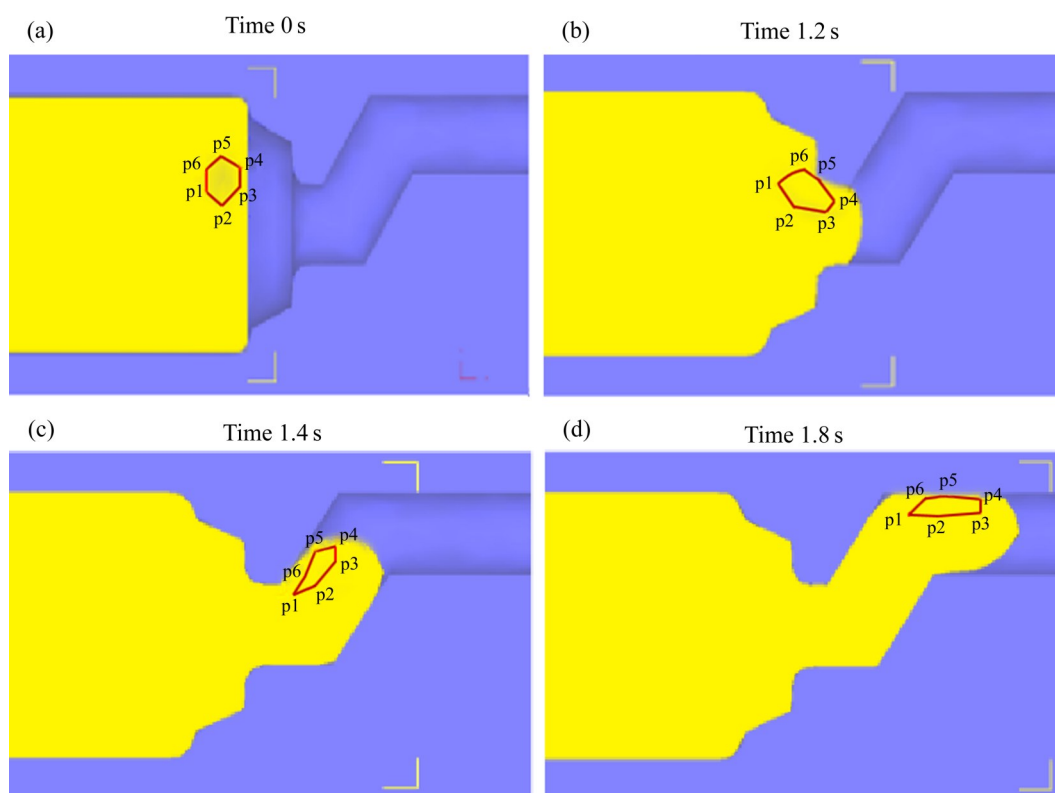


图6 ES挤压过程镁合金坯料中不规则第二相的演变

Fig. 6 Evolution of irregular second phases in magnesium alloy billets during ES process: (a) Hexagon surrounded by six selected points assumed to be second phase particle; (b) Slightly elongated and rotated hexagon in compression reduction zone; (c) Further elongated and rotated second phase particles after primary shear; (d) Continually elongated second phase particles after secondary shear

扎作用变大,可以起到钉扎晶界、阻止晶粒在动态回复再结晶过程中的长大的作用,从而有利于ES变形过程中的晶粒细化,进一步阻碍晶粒的长大。在剪切过程中,这些硬颗粒可能起到了“工具”作用,即这些小颗粒被用来剪切基体^[13-16]。

2.5 ES成形的镁合金微观组织及动态再结晶机制

图8示为ES挤压棒材和普通挤压纵截面不同位置的光学微观组织。由图8可见,镁合金铸锭中原始大晶粒在挤压力和模具内壁的作用下发生转动,在外力的作用下局部区域发生了动态再结晶,

出现细小的等轴晶粒,但整体再结晶晶粒不均匀,存在少量未发生再结晶而被拉长的纤维状组织。在ES挤压过的试样中出现大量高密度位错,而且远远多于普通挤压所得试样中的位错。在挤压比为12的条件下,普通挤压试样纵截面和ES挤压试样纵截面的微观组织都是不完全的再结晶组织,还存在尺寸较大的原始晶粒;ES挤压后再结晶组织的晶粒尺寸小于 $5\text{ }\mu\text{m}$,普通挤压后再结晶组织的晶粒尺寸小于 $10\text{ }\mu\text{m}$ 。总之,ES挤压产生的再结晶晶粒尺寸较小,再结晶分数较大($>50\%$),纵截面中部的组织表现得更明显。对于由两种挤压方式得到的

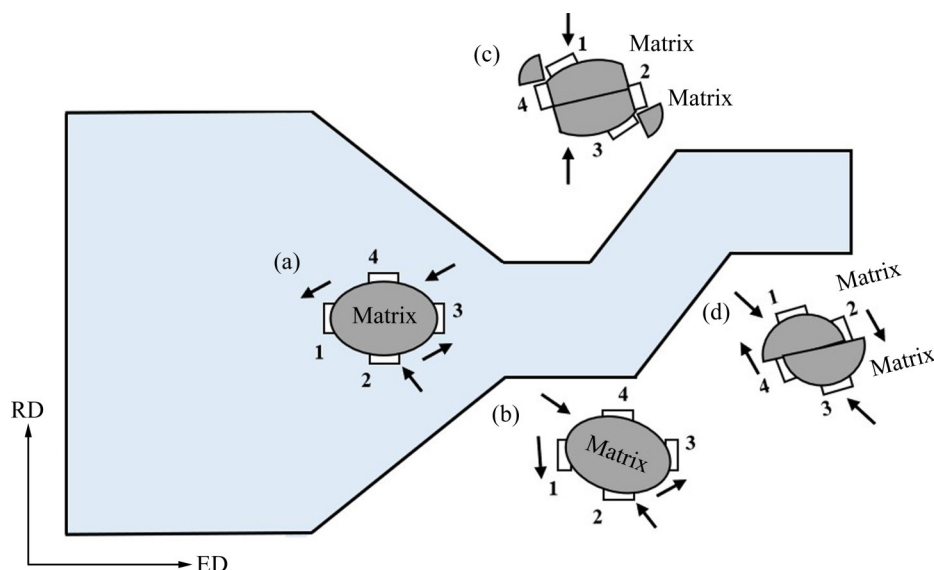


图7 ES成形模具与第二相和基体的相互作用示意图^[19]

Fig. 7 Schematic diagram of interaction of ES die with second phases and magnesium alloy matrix^[19]: (a) Relative movement between second phases and matrix; (b) Elongation of grains and α -Mg matrix particles; (c) Formation of two grains; (d) Grain refinements

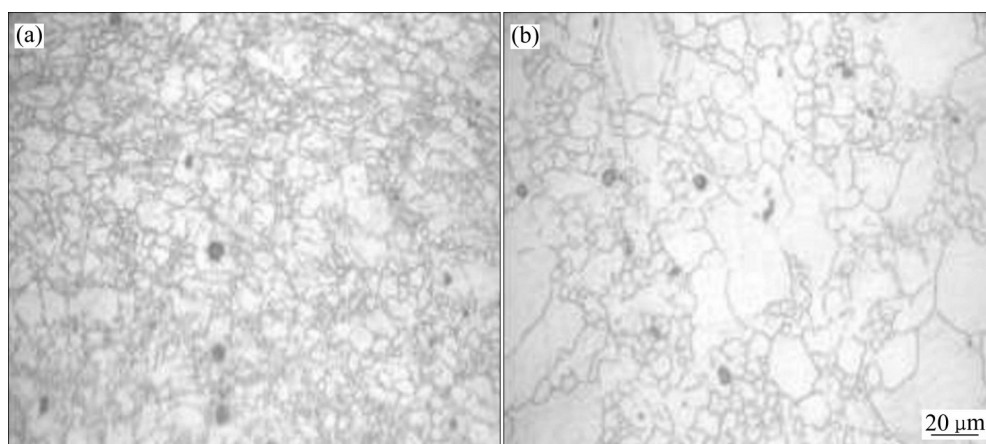


图8 ES挤压棒材和普通挤压纵截面不同位置的光学微观组织

Fig. 8 Optical microstructures of magnesium alloy treated by ES process (a) and ordinary direct extrusion (b)

试样而言,纵截面下部的细晶比上部要多,晶粒尺寸要小,而ES挤压的试样中部出现大量再结晶晶粒,而普通挤压的试样中心可见大晶粒沿着挤压方向被拉长,再结晶晶粒较少,表层也存在一些动态再结晶小尺寸晶粒。因此,在棒料纵截面上,ES挤压可以有效地细化晶粒,不仅可以细化棒材表层晶粒,而且还可以细化棒材心部晶粒。

结合连续二次ES大变形技术的特点和镁合金的变形特性,可将实验中粗晶AZ61镁合金的晶粒细化进程归纳如下:晶粒粗大的镁合金在ES模具镦粗区的强塑性变形作用下,部分晶粒内部萌生变形带,同时在晶界处有少量再结晶晶粒出现,发生了不连续再结晶;坯料进入压缩减径区后,坯料心部镁合金形成平行的纤维组织,在挤压力和热共同作用下沿晶界形成亚晶,进而通过亚晶合并机制形成较大尺寸的大角度亚晶,并产生交错变形带^[17-18];在压缩减径区坯料的边部组织受到较大的剪切力,纤维组织被破碎成细小组织,同时变形带的点阵发生严重畸变,并成为连续动态再结晶的优先形核区域;随后通过晶界迁移,亚晶进一步合并和转动,发生动态再结晶,最终形成细小的大角度晶粒;这样镁合金经过二个连续的转角剪切,晶粒受到较大剪切力的作用下破碎,同时促进了旋转动态再结晶的发生;随着变形程度逐步增加,镁合金以连续动态再结晶为机制产生动态再结晶晶粒,从而达到微观组织全面细化的效果^[19-20]。由于试样各部分的变形程度不一,就每个晶粒而言,细化过程大致符合上述的步骤,但对于所有晶粒而言,这些步骤可以是同时进行并且没有明显的先后顺序。

3 结论

1) 应用计算机数值模拟分析了ES挤压和普通正挤压过程的挤压力演变,分析了其演变过程和数值,ES挤压过程可以分为四个阶段,其中三个阶段挤压力变化较小。

2) ES成形挤压力约为是普通挤压成形力的1.67倍;与普通挤压相比,ES挤压可大大提高镁合金的累积应变,最大应变提高了3.8倍;ES挤压具有明显的三个动态再结晶阶段;模拟表明,可利

用ES挤压对合金进行细化处理,改善 β 相的形态与分布,细化晶粒。

3) 普通挤压试样纵截面和ES挤压试样纵截面的微观组织都是不完全的再结晶组织,还存在尺寸大的原始晶粒;但ES挤压可以有效地细化晶粒,可以细化棒材表层和心部的晶粒,动态再结晶晶粒会更多,再结晶晶粒更细;ES挤压工艺对镁合金第二相的细化效果也很明显。

4) 带有转角的模具产生的剪切作用是镁合金发生多次动态再结晶的主要原因,在ES变形过程中第二相对基体合金有剪切和钉扎作用。

REFERENCES

- [1] 林雪冬,刘昌明,吕循佳,等. 离心铸造初生Si及Si/Mg₂Si颗粒增强铝基复合材料的组织与性能[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(3): 685-702.
LIN Xue-dong, LIU Chang-ming, LÜ Xun-jia, et al. Structures and properties of aluminum matrix composite reinforced by primary Si and Si/Mg₂Si particles fabricated by centrifugal casting[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(3): 695-702.
- [2] 黄晓锋,杨剑桥,魏浪浪,等. Mg-7Zn-0.3Mn-xCu镁合金半固态组织演变[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(6): 1238-1248.
HUANG Xiao-feng, YANG Jian-qiao, WEI Lang-lang, et al. Semi-solid microstructure evolution of Mg-7Zn-0.3Mn-xCu alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(6): 1238-1248.
- [3] 刘笑霖,毛萍莉,王瑞峰,等. 预制孪晶对AZ31镁合金板材高速变形行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(3): 649-658.
LIU Xiao-lin, MAO Ping-li, WANG Rui-feng, et al. Influence of pre-twinning on high strain rate compressive behavior of AZ31 Mg alloy rolling sheet[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(3): 649-658.
- [4] KUMAR S D, KUMAR S S. Effect of heat treatment conditions on ballistic behaviour of various zones of friction stir welded magnesium alloy joints[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31(1): 156-166.
- [5] DU Y Z, LIU D J, GE Y F, et al. Effects of deformation parameters on microstructure and texture of Mg-Zn-Ce alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(10): 2658-2668.

- [6] 张 玉, 李 明, 杨文龙, 等. T4 和 T6 热处理参数对 Mg-12Zn-2Al 镁合金组织和性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(10): 2322-2330.
- ZHANG Yu, LI Ming, YANG Wen-long, et al. Effects of T4 and T6 heat treatment parameters on microstructure and mechanical properties of Mg-12Zn-2Al magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(10): 2322-2330.
- [7] 汪建强, 郭丽丽, 王长峰. AZ31 镁合金位错密度模型及热压缩的微观组织预测[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(1): 48-59.
- WANG Jian-qiang, GUO Li-li, WANG Chang-feng. Dislocation density model of AZ31 magnesium alloy and microstructure prediction of thermal compression[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(1): 48-59.
- [8] 耿青梅. 挤压-剪切细晶强化后镁合金 AZ61 组织和性能的研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2013.
- GENG Qing-mei. Study on microstructures and properties of AZ61 deformed by extrusion-shearings[D]. Chongqing: Chongqing University, 2013.
- [9] ZHANG H, SHANG S L, WANG Y, et al. First-principles calculations of the elastic, phonon and thermodynamic properties of $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ [J]. Acta Materialia, 2010, 58(11): 4012-4018.
- [10] 宋 祥, 王忠卫, 曾荣昌. 镁合金: 成分、组织与阻燃[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(3): 598-622.
- SONG Xiang, WANG Zhong-wei, ZENG Rong-chang. Magnesium alloys: composition, microstructure and ignition resistance[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(3): 598-622.
- [11] AZIZI A, ALIMARDAN H. Effect of welding temperature and duration on properties of 7075 Al to AZ31B Mg diffusion bonded joint[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(1): 85-92.
- [12] DING Y L, WANG J G, ZHAO M, et al. Effect of annealing temperature on joints of diffusion bonded Mg/Al alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2018, 28(2): 251-258.
- [13] AYER Ö. A forming load analysis for extrusion process of AZ31 magnesium[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(4): 741-753.
- [14] WANG B N, WANG F, WANG Z, et al. Fabrication of fine-grained, high strength and toughness Mg alloy by extrusion-shearing process[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31(3): 666-678.
- [15] 胡忠举, 刘雁峰, 卢立伟, 等. 镁合金正挤压-弯曲剪切复合连续变形工艺及挤压力计算[J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(5): 923-930.
- HU Zhong-ju, LIU Yan-feng, LU Li-wei, et al. Continuous deformation technology and extrusion load calculation of Mg alloys fabricated by direct extrusion and bending shear deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2018, 28(5): 923-930.
- [16] 王敬丰, 彭 星, 王 奎, 等. 超大规格宽幅薄壁中空镁合金型材挤压成形的数值模拟及实验研究[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(12): 2809-2819.
- WANG Jing-feng, PENG Xing, WANG Kui, et al. Numerical simulation and experimental study on extrusion forming of ultra-large size wide thin-walled hollow magnesium alloy profiles[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(12): 2809-2819.
- [17] 陈洪胜, 张媛琦, 王文先, 等. 异步错距旋压镁合金管材成形性能[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(12): 2820-2831.
- CHEN Hong-sheng, ZHANG Yuan-qi, WANG Wen-xian, et al. Forming properties of magnesium alloy tubes by asynchronous stagger spinning[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(12): 2820-2831.
- [18] 宋广胜, 牛嘉维, 张士宏, 等. 镁合金棒材扭转变形的孪晶机制[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(7): 1574-1583.
- SONG Guang-sheng, NIU Jia-wei, ZHANG Shi-hong, et al. Twinning mechanism of magnesium alloy rod torsion[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(7): 1574-1583.
- [19] 胡红军. 变形镁合金挤压-剪切复合制备新技术研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2010.
- HU Hong-jun. Studies on a new composite preparation technology of wrought magnesium alloy by extrusion-shearings[D]. Chongqing: Chongqing University, 2010.
- [20] 胡红军, 秦 松, 孙 钊. 挤压剪切过程多物理场对 AZ61 镁合金微观组织的影响[C]//第十四届全国塑性工程学术年会. 合肥: 中国机械工程学会, 2015.
- HU Hong-jun, QIN Song, SUN Zhao. Effect of multiple physical fields on microstructure of AZ61 magnesium alloy during extrusion shear[C]//The 14th National Plastic Engineering Academic Annual Meeting. Hefei: The Chinese Mechanical Engineering Society, 2015.

Effect mechanisms of extrusion-shear on microstructures and physical fields evolution of magnesium alloy

ZHANG Hui-ling¹, HU Hong-jun¹, ZHANG Wei¹, ZHAO Hui¹, ZHANG Ding-fei²

(1. College of Materials Science and Engineering, Chongqing University of Technology,

Chongqing 400050, China;

2. College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: Based on the characteristics of direct extrusion and multi channels extrusion, the extrusion and shear (ES) was proposed to optimize the microstructures of magnesium alloy rods, and the ES deformation composite die suitable for industrial horizontal extrusion machine was manufactured. The ES extrusion and ordinary extrusion experiments have been carried out. The three dimensional finite element thermodynamic coupling model and conditions of ES extrusion and ordinary extrusion were established to simulate the evolution of extrusion pressure and cumulative stresses and strains during ES process. The microstructures evolution were studied by metallography, transmission and scanning electron microscopy. The results show that, according to the analysis about the values of forming forces, ES process can be divided into four stages, and three of which have little change of extrusion force. The extrusion forces of ES process is about 1.67 times that of ordinary direct extrusion. Compared with ordinary direct extrusion, ES process can greatly increase the cumulative strains of magnesium alloy, and the maximum strain is increased to 3.8 times. ES process can refine the alloy, improve the morphology and distribution of β phase and refine the grain sizes. ES process can refine not only the surface grains but also the center grains in the rods. The more the dynamic recrystallized grains and deformation dislocations, the finer the recrystallized grains. The main reason for multiple dynamic recrystallization of magnesium alloy is shear caused by ES die with shearing angles. During the process of ES deformation, the second β -phase has shearing and nailing action against the matrix alloy.

Key words: wrought magnesium alloy; ES deformation; microstructure; dynamic recrystallization; stress state

Received date: 2021-11-01; **Accepted date:** 2022-07-25

Corresponding author: HU Hong-jun; Tel: +86-18996100916; E-mail: hhj@cqut.edu.cn

(编辑 何学锋)