

大应变条件下铝锶中间合金连续挤压组织演变

赵颖¹, 王俊霖¹, 运新兵¹, 郭丽丽¹, 闫志勇², 张旭²

(1. 大连交通大学 连续挤压教育部工程研究中心, 辽宁 大连 116028)

(2. 大连康丰科技有限公司, 辽宁 大连 116028)

摘要: 将连续挤压与等通道模具相结合, 通过有限元模拟、金相显微镜、X 射线衍射仪和透射电子显微镜分析大应变条件下铝锶中间合金微观组织的变化机制。结果表明: 等通道模具中等效应变最大值可达 16, 出现在经过第一转角外角的 a 路径上, 对 Al₄Sr 相细化效果最好, 各路径对 Al₄Sr 相的细化作用为: 内侧 a 路径>中间 b 路径>外侧 c 路径; 采用这种一模双孔的挤压方式, 可以使进料口中心粗大的 Al₄Sr 相粒子经过等通道模具中应变最大的 a 路径, 使其得到有效细化, 最终使得产品中心和边缘的 Al₄Sr 相均得到有效细化, 尺寸约为 4.5 μm。透射电镜观察表明, 经过大塑性变形后, 由于累积应变值增加, 微观应变增大, Al₄Sr 相内部位错缠结交割, 形成位错墙, 与外部位错相互作用, 使 Al₄Sr 相粒子断裂碎化, 对 Al₄Sr 相粒子产生了显著的细化效果, 同时由于界面能的增大, 促使 Al₄Sr 相出现少量回溶。

关键词: 铝锶中间合金; 连续挤压; 等通道变形; 组织演变

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)03-1094-09

铸造 Al-Si 系合金作为铸造铝合金中应用前景最广阔的材料之一, 具有强度高、加工性能好、耐磨性高等优点, 被广泛运用于汽车工业和机器制造业当中。由于 Si 相的存在使得 Al-Si 系合金在具有上述优点的同时还具有良好的耐腐蚀性和铸造性能, 然而在常规铸造中 Si 相转变为呈粗大块状的初晶硅与呈针状的共晶硅^[1], 严重影响产品的力学性能以及使用寿命。Sr 作为常用的变质剂不仅可以有效细化共晶组织, 也使得初生的 α-Al 枝晶趋于等轴化。与其他传统细化剂相比具有变质长效性、重熔性好、污染小、不腐蚀设备等优点^[2]。在工业生产中 Sr 常以 Al-Sr 中间合金线材的形式加入。因此, Sr 元素从 Al₄Sr 相中游离的扩散速度和难易程度直接影响了最终变质的效果。研究表明^[3], 在 Sr 的含量相同的条件下, Al₄Sr 相的尺寸越小、比表面积越大、分布越均匀, 最终的变质效果也就越好。所以, 研究大应变条件下铝锶合金的组织演变对获得优异性能的 Al-Sr 中间合金细化剂具有重要的意义。

业内普遍使用挤压工艺成形铝锶合金, Tavighi 等^[4]采用热挤压工艺研究了挤压温度对质量分数 16% 的铝锶合金的组织的影响。结果表明当挤压温度为 420 °C 时, Al₄Sr 相长度由铸态的 222 μm 减小到 35 μm。

Zhang 等^[5]研究了热挤压对 Al-10Sr 合金组织的影响。表明 Al-10Sr 合金最佳挤压温度在 460~530 °C。毕胜等^[6]采用连续挤压工艺研究挤压轮转速和坯料预热温度对铝锶合金材料组织的影响, 表明在 5 r/min 时 Al₄Sr 相最小, 尺寸为 20~40 μm。坯料预热温度从 300 °C 增加到 800 °C, Al₄Sr 相尺寸由 20 μm 增加到 60 μm。同时, 他还研究了在连续挤压过程中铝锶中间合金中 Al₄Sr 相的大小和形态的变化^[7], 结果表明 Al₄Sr 相在粘着区严重破碎, 在扩展区开始长大, 最终产品中 Al₄Sr 相的长度约为 28 μm。万帆等^[8]研究了不同成形工艺的影响, 表明由连铸连挤方式生产的合金 Al₄Sr 相尺寸在 48 μm, 晶粒细化显著。二次连续挤压合金与连铸连挤合金相比, Al₄Sr 相尺寸由 48 μm 减小到 28 μm。同时, 他还尝试将模具改变为两转角等通道模具^[9], 使得 Al₄Sr 相进一步细化至 15~25 μm, 但存在 Al₄Sr 相尺寸相差较大, 分布不均匀的缺点。

郑宇希等^[10]研究了等通道转角挤压对铝锶合金的硅形态及力学性能的影响, 表明多道次 ECAP 能有效细化针状共晶硅相并改善其在铝基体中分布的均匀性, 具有尺寸细小、弥散分布且棱角钝化共晶硅的铝锶合金具有更优的力学性能。王晓溪等^[11]对工业纯铝进行 ECAP 加工后发现, 经等通道挤压后基体中的晶

收稿日期: 2022-03-02

基金项目: 国家自然科学基金 (51705062); 辽宁省科技攻关计划 (2021JH1/10400080)

作者简介: 赵颖, 女, 1980 年生, 博士, 副教授, 大连交通大学连续挤压教育部工程研究中心, 辽宁 大连 116028, E-mail: zhaoying@djtu.edu.cn

粒被打碎，基体不断被细化，综合力学性能显著提高。韩富银^[12]等研究了等通道挤压对镁合金组织的影响，结果发现经过 ECAP 变形后合金的晶粒得到明显细化，4 道次挤压后 α -Mg 的尺寸减小为 50 μm ，第二相数目明显增多，第二相分布也趋于均匀。

本团队之前研究了铝锶合金在挤压轮轮槽中的变形情况^[7]，但并未研究后续经过等通道模具中 Al_4Sr 相粒子的变化情况，因此本工作重点分析金属进入等通道模具后 Al_4Sr 相粒子时的变化。

1 实验

将连续挤压与等通道变形相结合，研究大应变条件对 Al_4Sr 相粒子尺寸的影响，以得到细小均匀的 Al_4Sr 相粒子。基于 TLJ400 连续挤压机，坯料为梯形铝锶合金铸杆，双孔出料，产品为 $\Phi 9.5 \text{ mm}$ ，挤压后对挤压产品进行在线水冷。坯料的预热温度为 300 $^\circ\text{C}$ ，模具和腔体预热温度为 480 $^\circ\text{C}$ ，挤压轮转速为 7 r min^{-1} 。图 1a 为模具装配方式，图 1b 为双孔出料模具，每个出料模孔均包含 2 个 90 $^\circ$ 转角的等通道，等通道部分直径 $\Phi 9.5 \text{ mm}$ 。

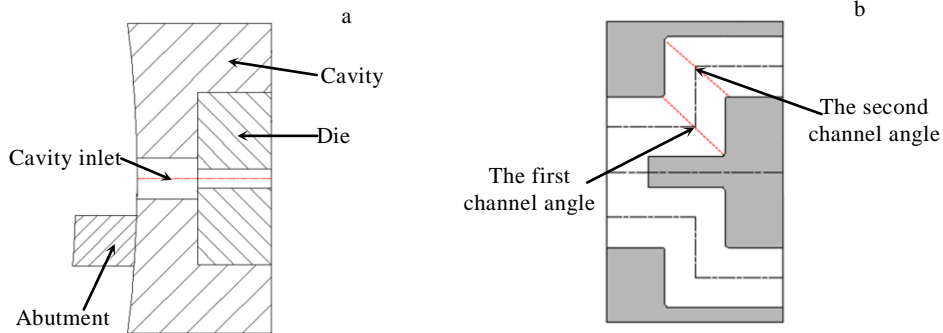


图1 模具设计示意图

Fig.1 Schematic diagrams of die design: (a) die assembly diagram and (b) die schematic diagram

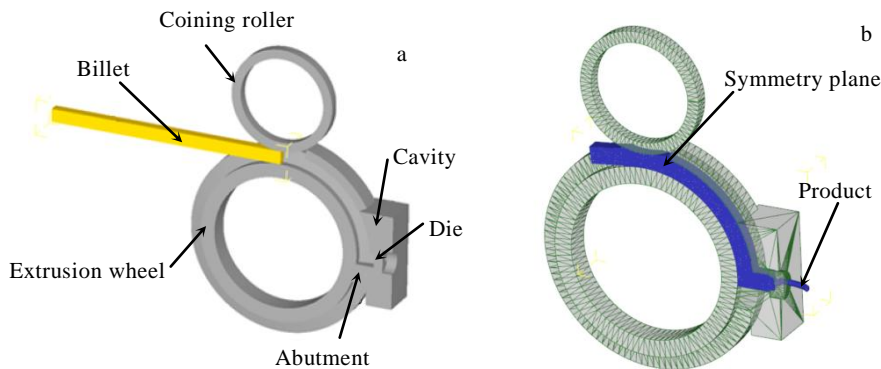


图2 有限元模型

Fig.2 Finite element models: (a) continuous extrusion model and (b) extruded product

2 数值模拟

2.1 模拟模型的建立

基于 Deform-3D 进行有限元模拟，由于结构的对称性故采用一半模型进行模拟，如图 2 所示。模拟参数与试验参数一致，工模具材料为 AISI-13 钢，挤压轮转速为 7 r min^{-1} ；坯料的预热温度为 300 $^\circ\text{C}$ ，模具和腔体预热温度为 480 $^\circ\text{C}$ 。摩擦模型选用常摩擦模型；坯料与挤压轮之间摩擦系数为 0.95；坯料与腔体、模具之间摩擦系数为 0.4。材料模型本构方程如式(1)^[13]。

$$\dot{\epsilon} = 2.456 \times 10^{13} \left[\sinh(0.01817\sigma) \right]^{9.8872} \exp\left(-\frac{179165}{RT}\right) \quad (1)$$

式中， $\dot{\epsilon}$ 为应变速率， σ 为应力， R 为摩尔气体常数， T 为温度。

2.2 数值模拟结果与分析

针对等通道变形部分，沿挤压方向截取 6 个截面，如图 3 所示，截面 1、6 分别位于模具入口和出口，截面 3 和 4 位于模具转角，其法线与挤压方向呈 45 $^\circ$ 。沿 a、b、c 路线在每个截面上从内侧到外侧依次取 3 个特征点，对其等效应变、温度进行分析。

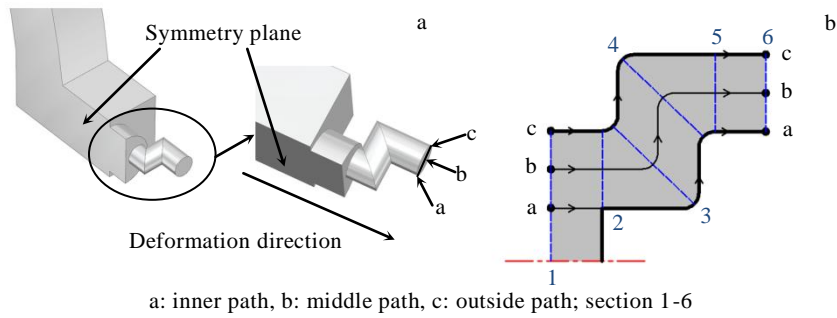


图 3 截面划分示意图

Fig.3 Schematic diagrams of section division: (a) die cavity structure and (b) section division

图 4a 为模腔中的等效应变分布云图。可知，连接轮槽和模具之间的进料口通道的应变呈现中心向边缘逐渐增加的趋势，这是因为进料口外层的金属与侧壁接触发生较大的剪切变形，等效应变大于中心部位，并且模具入口截面处的应变保持了这种分布趋势，如图 4b 所示模具入口截面“1”处 a、b、c 三点等效应变呈现递增趋势。应变分布云图中红色代表的高应变区域出现在模具第 1 转角外角和第 2 转角内角之间(图 4a 圆处)，由不同路径等效应变变化图 4b 可知，峰值应变出现在 a 路径第 1 转角(图 3b 中截面 3)外角处，最高可达 16，这是因为挤压时靠近外转角的金属受力较大，在受到剪切力的同时还受到较大的摩擦力作用，同时外角变形体速度也比内角快，故应变较大^[14]。b、c 路径上的最大值为 13.5 和 12.5，均出现在第 2 转角(图 3b 中截面 4)的外角处，通过具体数值分析可知，a 路径上的应变平均值为 11.1，大于 b、c 路径的应变平

均值 10.5、10.7，说明相对于 b、c 路径，金属经过 a 路径的变形程度更大。

还可发现由于连续挤压中金属在轮槽区和进料口部分发生的累积变形的影响，等通道模具中的峰值应变数值远大于常规单道次等径角挤压变形所得到的应变值^[15]。

如图 5a 所示，模具中的温度分布在 400~520 °C 之间，如图 5b 所示沿 a、b、c 路径温度分布与应变分布趋势基本相同，应变大的部位金属产生的塑性变形热多，因此温度升高，最高温度出现在 a 路径第 1 转角(图 3b 中截面 3)外角处，与峰值应变位置相同。

3 结果与分析

3.1 显微组织分析

图 6 是铸态 Al-10Sr 合金原料的 OM 照。由图 6 可见，Al-Sr 中间合金主要由基体相(α -Al)和 Al₄Sr 相

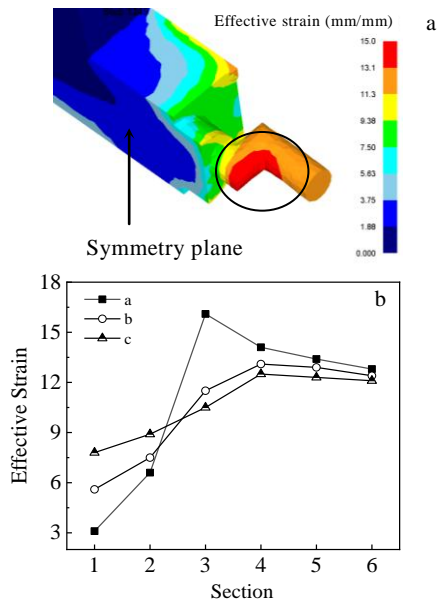


图 4 模腔中的等效应变分布

Fig.4 Effective strain distribution contour (a) and effective strain distribution curve (b) of mold cavity

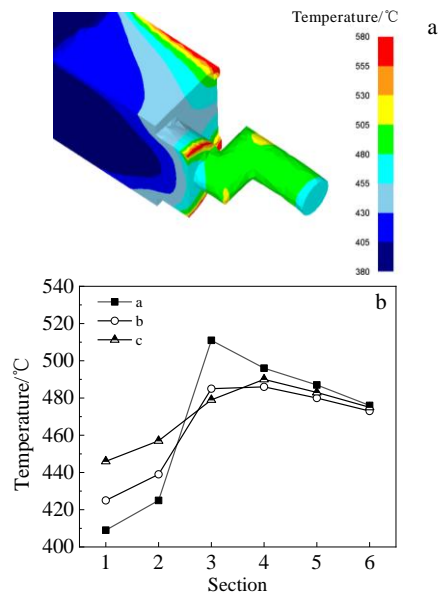


图 5 模具中的温度分布

Fig.5 Temperature distribution contour (a) and temperature distribution curves (b) of die

组成,基体中呈长条状或长针状的颗粒即为 Al_4Sr 相^[16], $Al-10Sr$ 合金铸坯中初生的 Al_4Sr 颗粒相互交叉, 错乱的分布在基体中, 长度在 $500\sim 600\ \mu m$ 。

为了研究 Al_4Sr 相粒子在模具里的变形情况, 沿变形方向截取 3 个截面, 每个截面从内侧至外侧截取 3 个点, 如图 7 所示, 对各点进行金相分析。

图 8 为模具中各特征点的金相显微组织。图 9 为图 7 中各截面 Al_4Sr 相粒子长度。可以看出, 在模具入口截面 I 处, 内侧 a_1 点和中间 b_1 点 Al_4Sr 相粒子呈板块状, 平均长度分别约为 20.3 和 $14.5\ \mu m$ (图 8a、8d), 外侧 c 点粒子呈块状, 尺寸最小, 在 $5.7\ \mu m$ 左右(图 8g)。截面 I 各特征点 Al_4Sr 相尺寸呈现不一致的现象, 这是因为入口截面 I 的金属保留了进料口通道金属的形态, 由于在进料口通道中金属与模腔壁的摩擦作用, 使进料口处的应变呈现由中心向外层逐渐增加的趋势 (图 4), 应变越大 Al_4Sr 相粒子越细小, 在进料口通道中 Al_4Sr 相粒子呈现中间粗大, 边缘细小的分布, 因此在模具入口截面 I 处, 沿进料口中心向边缘依次排列的 a_1 、 b_1 、 c_1 3 点, Al_4Sr 相尺寸依次减小。

进入模具后, 在 I、II 截面之间, 路径 a 应变达到最大值 16, Al_4Sr 相发生了明显的破碎, 由板块状转变成 a_2 点尺寸在 $5.7\ \mu m$ 左右的小块状(图 8b); c 路径的应变值相对较低, 在 $8\sim 10$ 之间, 但由于变形温度较高, 在 $450\sim 480\ ^\circ C$ 之间, Al_4Sr 相容易发生粗化且具

有延展性, 使 c_2 点 Al_4Sr 相粒子没有明显细化(图 8h); 在此区间 b 路径最大应变可达 12, 变形温度在 $420\sim 480\ ^\circ C$ 之间, 相比 a 路径温度较低, 故 b_2 点 Al_4Sr 相也有一定程度的细化, 细化到 $12\ \mu m$ 左右(图 8e)。在 II、III 截面之间, a 路径上的应变最大, 其次是 b 、

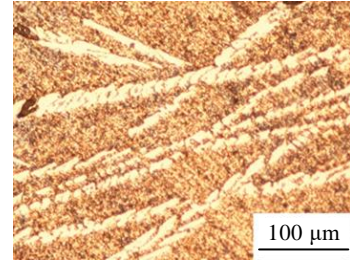


图 6 铸态 $Al-10Sr$ 坯料金相显微组织

Fig.6 Metallographic microstructure of as-cast $Al-10Sr$ billet

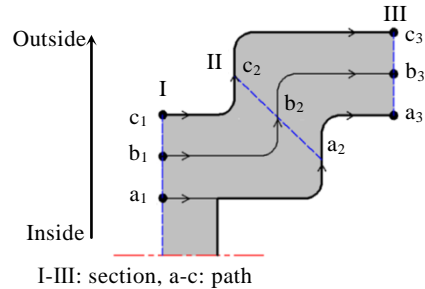


图 7 特征点划分示意图

Fig.7 Schematic of feature-point division

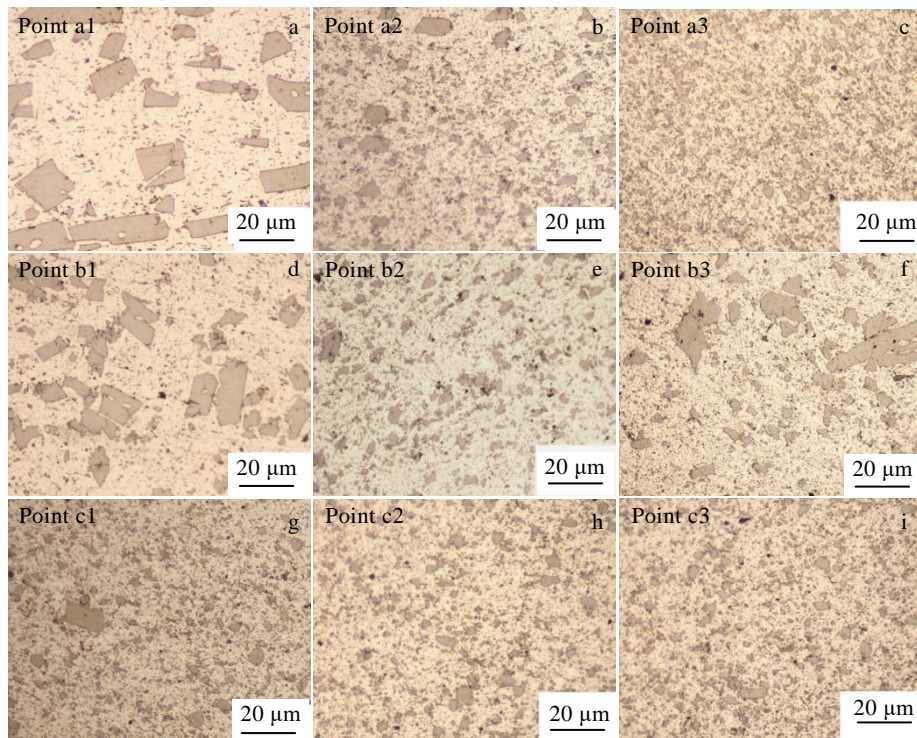


图 8 图 7 中各特征点的金相显微组织

Fig.8 OM microstructures of marked feature points in Fig.7

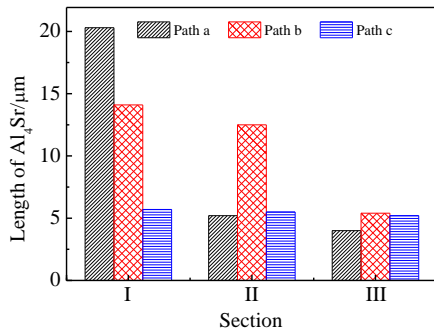


图 9 图 7 中各截面 Al₄Sr 相粒子长度

Fig.9 Length of Al₄Sr phase on each section in Fig.7

c 路径。因此较大的塑性变形导致 a 路径对 Al₄Sr 相细化作用最好，在出口 a₃ 点处 Al₄Sr 相长度由 20 μm 细化至 4 μm 左右(图 8c)；其次是 b 路径对 Al₄Sr 相的细化作用，在 b₃ 点 Al₄Sr 相长度由 15 μm 细化至 5 μm 左右(图 8f)；在 c 路径的 c₃ 点上 Al₄Sr 相没有明显细化(图 8i)。最终产品中的 Al₄Sr 相细小且分布均匀，平均尺寸约 4.5 μm。

3.2 透射电镜分析

沿着 b 路径分别对等通道模具中的 I、II、III 截面进行 TEM 分析，图 10 为模具入口（截面 I）中心部位的 TEM 像和 SAED 花样。可见，经连续挤压后析出相已经由原料的长针状花样（图 6）转变为模具入口的块状和球状结构。分别选取 3 个尺寸的析出相进

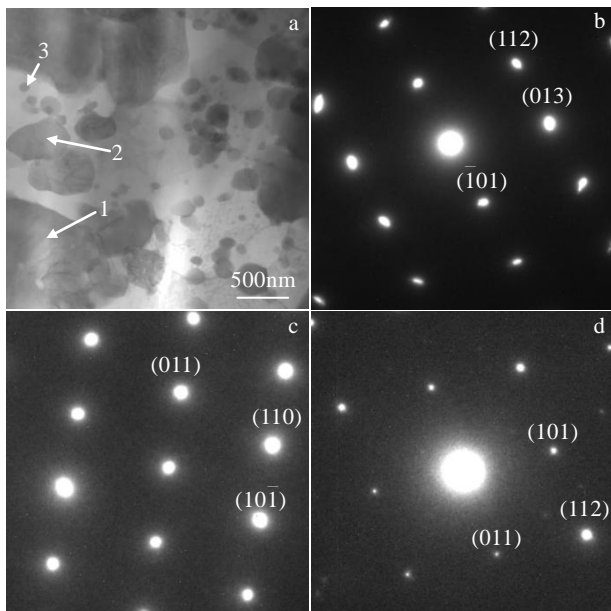


图 10 模具入口处 TEM 像及 SAED 花样

Fig.10 TEM image (a) and SAED patterns of die inlet: (b) Al₄Sr [111] zone axis; (c) Al₂Sr [111] zone axis; (d) Al₄Sr [111] zone axis

行分析，“1”所指示块状析出物大小在 500 nm 左右，“2”所指示球状析出物大小约 300 nm，“3”所指示块状析出物大小约数微米。对这 3 个相进行标定，1、3 均为 Al₄Sr 相（图 10b、10d），2 为 Al₂Sr 相（图 10c）。根据 Ouyang^[17]对 Al-Sr 金属间化合物的生成焓的计算结果，Al₂Sr 的生成焓低于 Al₄Sr，由于模具入口的挤压温度较低（420 °C），生成部分 Al₂Sr 也是可能的。这与课题组前期研究结果相一致，在连续挤压过程中会有 Al₂Sr 相出现^[17]。

图 11 为模具入口处 TEM 明场像。由 11a 可知，部分晶粒的晶界平直清晰，内部存在少量的位错，如图 11b 所示，位错与 Al₄Sr 相缠结到一起，Al₄Sr 相内部存在少量位错。结合模拟结果可知，模具入口处金属应变值约为 6，变形较小，所以位错密度较低，造成只有部分 Al₄Sr 相破碎。

图 12 为中间截面 II 处金属的 TEM 照片及 SAED 花样，该处大块的析出相开始进一步破裂，大部分析出相呈椭圆形。通过标定发现，其中 1 为晶界处的 Al₄Sr 相（图 12b）；2 为基体上的 Al₄Sr 相（图 12c）；3 为大块还未破碎的 Al₄Sr 相（图 12d），3 个相均为 Al₄Sr 相。根据模拟结果（图 4）可知，沿 b 路径截面 II 处应变最高，数值达到 12，应变的增加导致大量位错的产生。Al 具有较高的层错能，位错比较容易交滑移^[18]，当位错切过粒子时，可使 Al₄Sr 相与基体一起变形，如图中 13a 所示，有 2 条位错线同时切过 Al₄Sr 相粒子，并产生新的表面。从图中 13b 可以看到随着位错的增殖，在 Al₄Sr 相内部形成了位错墙。从图中

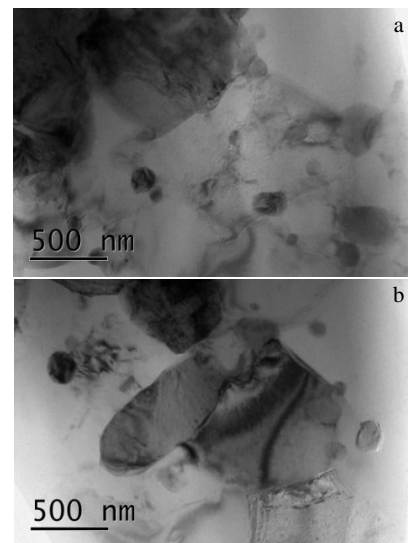


图 11 模具入口处透射电镜明场像

Fig.11 TEM bright field images of die inlet: (a) relatively clear matrix and (b) entangled Al₄Sr phase with dislocations

13c 可以看到 Al_4Sr 相粒子内部存在大量影纹, 说明剧烈的塑性变形使其内部出现了大量的位错, 位错互相缠结, 在粒子周围同样存在较多位错, 内部和外部位错共同作用切过 Al_4Sr 相, 使 Al_4Sr 相破碎成块状或球状。

图 14 为出口组织 TEM 照片及 SAED 花样标定。1 为球状 Al_4Sr 相 (图 14b), 大小约为 200 nm; 2 为较大尺寸球状 Al_4Sr 相 (图 14c), 约为 1 μm ; 3 为方块状 Al_2Sr 相 (图 14d), 长度约为 800 nm, 说明连续挤压后产品中含有少量的 Al_2Sr 相。

如图 15a 为模具出口处的 TEM 明场像, 经过 2 道次剧烈变形后, 金属内部出现许多直径小于 1 μm 球状 Al_4Sr 相, 其内部和周边位错密度较低, 说明其为位错剪切作用下产生的细小 Al_4Sr 相。从图 15b 中可以观察到在较大尺寸的 Al_4Sr 相内部中仍存在较高的位错密度。

Al_4Sr 相粒子细化示意图如图 16 所示, 经过大塑性变形后, 由于累积应变值增加, 微观应变增大, 在 Al_4Sr 相粒子内部位错缠结交割, 形成位错墙, 与此同时粒子外部也存在着大量位错, 粒子内部位错与外部位错相互作用将 Al_4Sr 粒子切割为球状或块状, 使 Al_4Sr 粒子断裂碎化, 对 Al_4Sr 相粒子产生了显著的细化效果。

3.3 XRD 分析

对不同挤压位置的中间合金进行 XRD 检测 (图 17), 从图 17a 中可以看出, Al-10Sr 合金均由 $\alpha-Al$ 和 Al_4Sr 相组成, 并未发现 Al_2Sr 相, 说明 Sr 原子在挤压各阶段的存在形式依然主要是 Al_4Sr 相。随着挤压的进行, Al_4Sr 相部分衍射峰值有所减弱, 由图 17b 可知, Al_4Sr 相的含量由坯料的 11.2% 降到产品的 9.2%, 说明挤压过程中伴随着 Al_4Sr 相的少量回溶。大塑性变形对 Al_4Sr 相的溶解有着促进的作用^[19], 在

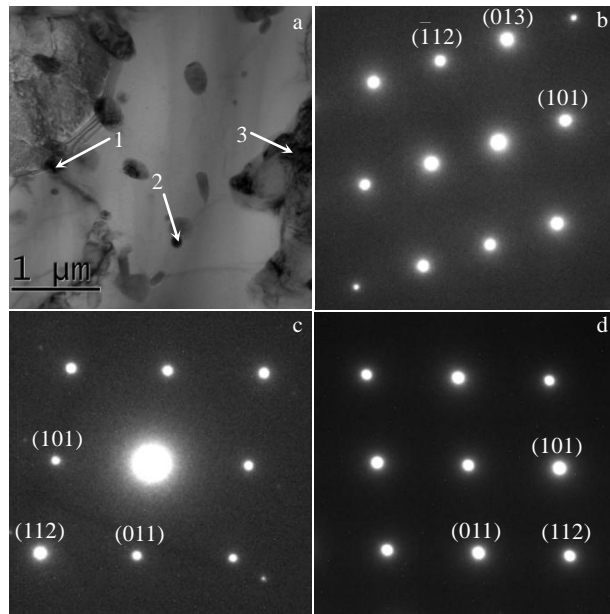


图 12 模具中间截面 TEM 明场像及 SAED 花样

Fig.12 TEM image (a) and SAED patterns of the middle section of the die: (b) Al_4Sr $[\bar{1}3\bar{1}]$ zone axis; (c, d) Al_4Sr $[11\bar{1}]$ zone axis

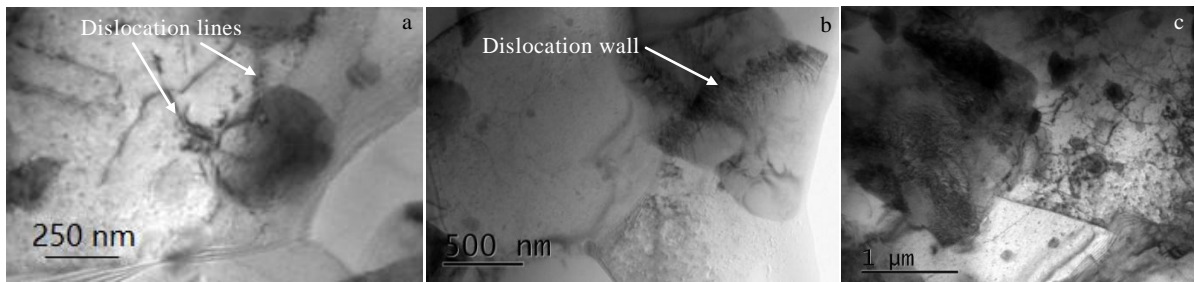


图 13 模具中间通道组织 TEM 明场像

Fig.13 TEM bright field images of the middle section of the die: (a) the dislocation cuts through the Al_4Sr phase; (b) the dislocation wall inside the Al_4Sr phase; (c) the dislocation inside the Al_4Sr phase

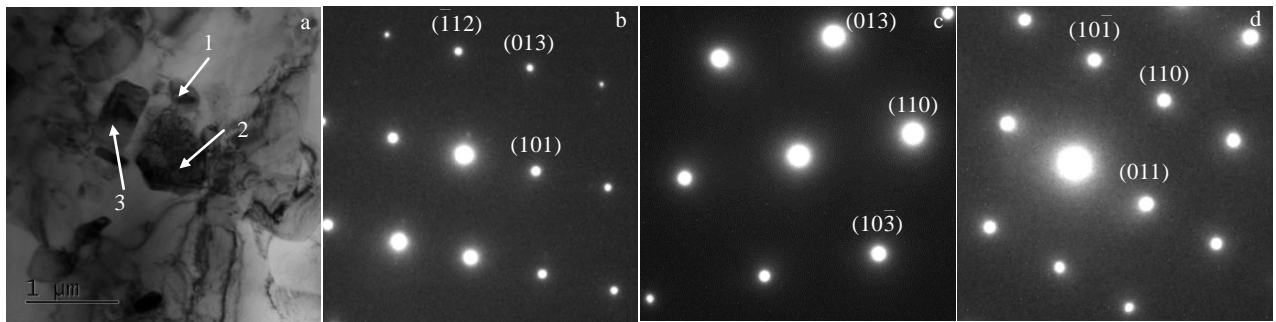


图 14 模具出口组织 TEM 照片及 SAED 花样

Fig.14 TEM image (a) and SAED patterns of the outlet die: (b) Al_4Sr $[1\bar{3}1]$ zone axis; (c) Al_4Sr $[\bar{3}3\bar{1}]$ zone axis; (d) Al_4Sr $[1\bar{1}1]$ zone axis

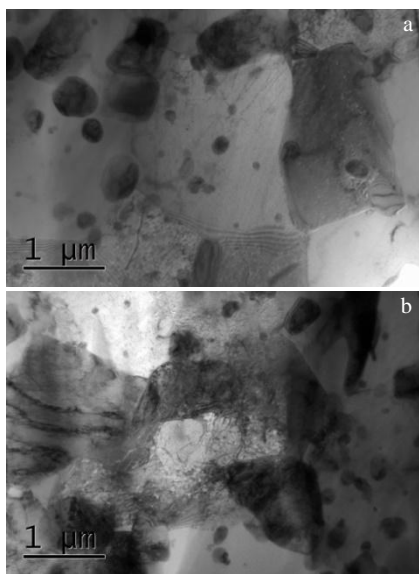


图 15 模具出口组织 TEM 明场像

Fig.15 TEM bright field images of the die exit: (a) the Al_4Sr phase is mostly spherical; (b) a large number of dislocation entanglements

塑性变形中产生了大量的位错切过 Al_4Sr 相, 使大量的 Al_4Sr 相发生破碎, 粒子界面能增大, 同时基体内部产生了很多位错以及空位等晶体缺陷, 提高了 Al 原子和 Sr 原子融入基体的扩散系数^[20], 促使 Al_4Sr 相回溶至 Al 基体中。从 TEM 照片中可以观察到大量位错穿过 Al_4Sr 相, Al_4Sr 相已经发生破碎, 可以证明 Al_4Sr 相回溶时, 存在位错直接作用机制。

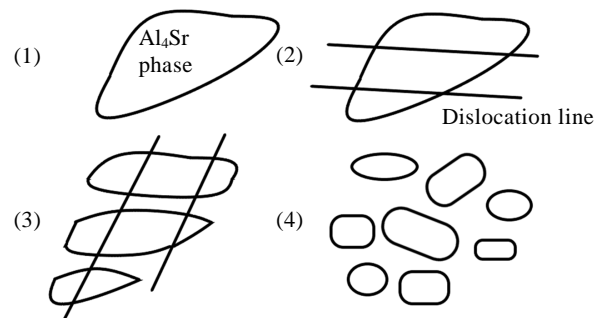


图 16 Al_4Sr 相细化示意图

Fig.16 Schematic diagram of the refinement of Al_4Sr phase

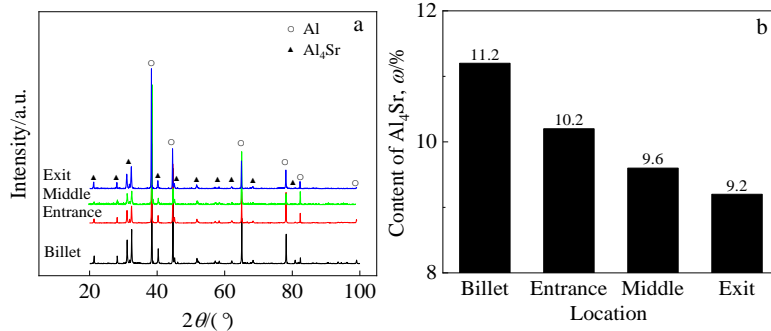


图 17 不同挤压位置的 Al-10Sr 合金的 XRD 图谱和 Al_4Sr 相的含量

Fig.17 XRD patterns (a) and content of Al_4Sr phase (b) of Al-10Sr alloy at different extrusion locations

4 结 论

1) 将连续挤压与等通道模具相结合, 可获得峰值应变值达到 16 的大塑性变形, 在等通道模具中, 经过第一转角外角的 a 路径应变最大, 使 Al_4Sr 相长度由 $20\ \mu\text{m}$ 细化至 $4\ \mu\text{m}$; 经过第 1 转角内角的 c 路径, 由于变形温度较高, 而且应变较低, 因此对粒子细化作用最弱; 中间 b 路径对 Al_4Sr 相存在一定的细化作用, 使 Al_4Sr 相由 $15\ \mu\text{m}$ 细化至 $5\ \mu\text{m}$ 。

2) 经过连续挤压一模双孔与等通道相结合的挤压方式, 可以使进料口中心粗大的 Al_4Sr 相粒子经过等通道模具中应变最大的 a 路径, 使其得到最大的细化效果, 最终使得产品中心和边缘的 Al_4Sr 相均匀细小, 尺寸约 $4.5\ \mu\text{m}$ 。

3) 经过大塑性变形后, 由于累积应变值增加, 微观应变增大, Al_4Sr 相粒子内部位错缠结交割, 形成位错墙, 与外部位错相互作用, 使 Al_4Sr 相粒子断裂碎化, 对 Al_4Sr 相粒子产生了显著的细化效果。

4) 铝锶合金连续挤压产品中主要析出物为 Al_4Sr 相, 存在少量的 Al_2Sr 相, 由于 Al_4Sr 相发生剧烈破碎, 使粒子表面能增加, 并提高 Al 原子和 Sr 原子融入基体的扩散系数提高, 促使部分 Al_4Sr 相回溶至 Al 基体中。

参考文献 References

- [1] Nogita K, Yasuda H, Yoshida K *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2006, 55(9): 787
- [2] Gan J Q, Huang Y J, Wen C *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2020, 30(11): 2879
- [3] Liao C, Chen J, Li Y *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2012, 28(6): 524
- [4] Tavighi K, Emamy M, Emami A. *Materials & Design*[J], 2013, 46: 598
- [5] Zhang Z, Hu J M, Teng J *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 61: 481
- [6] Bi Sheng(毕胜), Yun Xinbing(运新兵), Pei Jiuyang(裴久杨) *et al.* *Chinese Journal of Plasticity Engineering(塑性工程学报)*[J], 2016, 23(5): 23
- [7] Bi S, Yun X B, Pei J Y *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2017, 27(2): 305
- [8] Wan Fan(万帆), Yun Xinbing(运新兵), Bi Sheng(毕胜) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属)*[J], 2018, 42(8): 799
- [9] Wan Fan(万帆). *Study on Process Optimization of Continuous Extrusion for Producing Al-Sr Alloy(连续挤压铝锶合金工艺优化研究)*[D]. Dalian: Dalian Jiaotong University, 2018
- [10] Zheng Yuxi(郑宇希), Ma Aibin(马爱斌), Jiang Jinghua(江静华) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2016, 26(12): 2506
- [11] Wang Xiaoxi(王晓溪), Zhang Xiang(张翔), Zhang Lei(张磊) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2019, 29(7): 1360
- [12] Han Fuyin(韩富银), Zhang Jun(张俊), Zhang Yi(张毅) *et al.* *Materials Science and Technology(材料科学与工程)*[J], 2017, 25(6): 9
- [13] Wan Fan(万帆), Yun Xinbing(运新兵), Bi Sheng(毕胜) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2018, 28(5): 888
- [14] Pan Yu(潘瑜), Zhang Diantao(张殿涛), Tan Yuning(谭雨宁) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2017, 53(10): 1357
- [15] Jiang J F, Wang Y, Liu Y Z *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2021, 31(3): 609
- [16] Li Lei(李磊), Xu Siyang(许斯洋), Zhang Haitao(张海涛) *et al.* *Journal of Northeastern University(东北大学学报)*[J], 2016, 37(3): 333
- [17] Ouyang Y F, Liu F L, Chen H M *et al.* *Physica B Condensed Matter*[J], 2011, 406(19): 3681
- [18] Liu Zhaohua(刘兆华), Chen Liangwei(陈亮维), Xi Jian(席健) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2013, 42(7): 1407
- [19] Li Ping(李萍), Xu Bing(许兵), Xu Honglei(徐洪磊) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2021, 31(9): 2382
- [20] Dang Peng(党朋), Xu Xiaochang(许晓嫦), Lui Zhiyi(刘志义) *et al.* *Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2007, 28(5): 82

Microstructure Evolution of Al-Sr Master Alloy During Continuous Extrusion Under Large Strain

Zhao Ying¹, Wang Junlin¹, Yun Xinbing¹, Guo Lili¹, Yan Zhiyong², Zhang Xu²

(1. Engineering Research Center of Continuous Extrusion of Ministry of Education, Dalian Jiaotong University, Dalian 116028, China)

(2. Dalian Konform Technology Co., Ltd, Dalian 116028, China)

Abstract: The continuous extrusion is combined with an equal-channel die. The microstructure evolution of Al-Sr master alloy under large strain extrusion was analyzed by finite-element simulation, OM, XRD, and TEM. The results show that the maximum effective strain in the equal-channel die reaches 16, which appears on the a-path passing through the outer corner of the first die angle, and the refinement effect of Al₄Sr phase is the best. The refinement effect of each path on Al₄Sr phase is as follows: inner a-path > middle b-path > outside c-path. Using the extrusion method with one die of double hole, the coarse Al₄Sr phase particles in the center of cavity inlet can pass through the a-path with the largest strain in the equal-channel die, so that they can be effectively refined. Finally the particles of Al₄Sr phase in the center and edge of the product are effectively refined, with an average length of about 4.5 μm. Transmission electron microscopy observation shows that after large plastic deformation, due to the increased cumulative strain and increased microscopic strain, the internal dislocations of Al₄Sr phase are entangled and delivered, forming a dislocation wall that interacts with the external dislocations to break Al₄Sr phase particles. The fragmentation exerts a significant refining effect on Al₄Sr phase particles. At the same time, due to the increased interfacial energy, a small amount of Al₄Sr phase dissolves.

Key words: Al-Sr master alloy; continuous extrusion; equal channel deformation; microstructure evolution

Corresponding author: Wang Junlin, Master, Engineering Research Center of Continuous Extrusion of Ministry of Education, Dalian Jiaotong University, Dalian 116028, P. R. China, Tel: 0086-411-84109397, E-mail: 524934045@qq.com