

连续流变挤压高 Mg 含量 Al-Mg 合金的组织与性能

杨博威^{1,2} 刘文月^{1,2} 高民强³ 秦哲^{1,2} 管仁国³

(1. 海洋装备用金属材料及其应用国家重点实验室, 鞍山 114009; 2. 鞍钢集团北京研究院有限公司, 北京 102211; 3. 大连交通大学连续挤压教育部工程研究中心, 大连 116028)

摘要 针对高 Mg 含量 Al-Mg 合金脆性大、加工困难的问题, 提出采用连续流变挤压短流程技术调控合金内部粗大枝晶与第二相, 制备出高性能 Al-Mg 合金杆坯。对比了铸态和连续流变挤压态 Al-5Mg 合金的组织性能。结果表明, 连续流变挤压过程中摩擦剪切与冷却的耦合作用可有效消除铸态合金中的枝晶组织, 有利于 Mg 充分固溶并均匀分布, 并使组织发生剪切破碎与再结晶细化, 形成细小的等轴晶; 连续流变挤压态合金的抗拉强度、伸长率和硬度 (HV) 分别为 251.3 MPa、47.9% 和 65.3, 优于铸态和稀土改性后合金的力学性能。

关键词 Al-Mg 合金; 连续流变挤压; 微观组织; 力学性能

中图分类号 TG146.21; TG375.25

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20240171

Microstructure and Properties of Al-Mg Alloys with High Mg Contents Fabricated by Continuous Rheo-extrusion

YANG BOWEI^{1,2}, LIU WENYUE^{1,2}, GAO MINQIANG³, QIN ZHE^{1,2}, GUAN RENGUO³

(1. State Key Laboratory of Metal Materials for Marine Equipment and Application, Anshan 114009; 2. Ansteel Beijing Research Institute Co. Ltd., Beijing 102211; 3. Engineering Research Center of Continuous Extrusion, Ministry of Education, Dalian Jiaotong University, Dalian 116028)

Abstract: Aiming at the high brittleness and processing difficulty of Al-Mg alloys containing high Mg contents, continuous rheo-extrusion technology with short processing characteristic was proposed to regulate the coarse dendrites and secondary phase, and high-performance Al-Mg alloy rod was fabricated. The microstructure and mechanical properties of as-cast and rheo-extruded Al-5Mg alloys were compared. The results indicate that the coupling effect of friction shear and cooling during continuous rheo-extrusion could effectively eliminate the dendrite structure in the as-cast alloy, which contributes to the full solid solution and uniform distribution of Mg, and the microstructure is sheared and recrystallized to form fine and equiaxed grains. The tensile strength, elongation, and hardness of continuous rheo-extruded alloy reach up to 251.3 MPa, 47.9% and 65.3 HV, respectively, which are superior to those of as-cast and rare-earth modified ones.

Key Words: Al-Mg Alloy, Continuous Rheo-extrusion, Microstructure, Mechanical Properties

Al-Mg 合金具有较高的比强度、良好的耐蚀性和可焊性, 在空天、船舶及运输等领域应用广泛^[1]。固溶的 Mg 对 Al 有较强的强化作用, 在一定范围内, Al-Mg 合金的强度随 Mg 含量的增加而提高^[2], 因此高 Mg 含量 Al-Mg 合金在上述领域具有极大的应用潜力。

《中国制造 2025》发展战略的提出, 对 Al-Mg 合金的综合力学性能提出了更高的要求^[3]。在常规铸造或连铸连轧过程中, 当 Mg 含量较高时, Al-Mg 合金的凝

固组织主要由粗大的枝晶和脆性共晶 Al_3Mg_2 相组成^[4]。枝晶组织在后续变形过程中难以消除, 导致合金变形困难。同时, Al_3Mg_2 相也会在变形过程中割裂基体, 引发合金脆性, 降低合金的成材率和力学性能^[5]。因此, 调控高 Mg 含量 Al-Mg 合金中的枝晶和第二相至关重要。为了消除枝晶和细化第二相, 研究者进行了大量的探索, 目前主要集中在凝固、热处理以及塑性变形等过程进行调控^[6-9]。然而, 当前调控方法均存在成

收稿日期: 2024-04-24; 修订日期: 2024-06-28

基金项目: 松山湖材料实验室开放课题基金资助项目 (2023SLABFN11)

第一作者简介: 杨博威, 男, 1994 年出生, 工程师, E-mail: ybw_neu@163.com

通信作者: 高民强, 男, 1989 年出生, 副教授, E-mail: mqgao@djtu.edu.cn

引用格式: 杨博威, 刘文月, 高民强, 等. 连续流变挤压高 Mg 含量 Al-Mg 合金的组织与性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(7): 1081-1086.

YANG B W, LIU W Y, GAO M Q, et al. Microstructure and properties of Al-Mg alloys with high Mg contents fabricated by continuous rheo-extrusion[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(7): 1081-1086.

本高、流程长、调控效果有限等问题。因此,高效、低成本细化高 Mg 含量 Al-Mg 合金中枝晶和第二相仍是行业亟待解决的问题。由于 Al-Mg 合金中 Mg 的固溶度对温度很敏感,在共晶温度 450 °C 时,其最大固溶度约为 17.4%,在室温时仅约为 2.3%^[10]。因此,采用连续流变挤压等非平衡快速凝固的方法制备该系合金,可以充分发挥 Mg 的固溶强化作用,降低脆性相对力学性能的伤害,从而提高 Al-Mg 合金的性能。

本研究以 Al-5Mg 合金为对象,利用连续流变挤压过程中摩擦剪切与冷却的耦合作用,制备出高性能合金杆坯,对比铸态和连续流变挤压态合金的微观组织,重点研究合金微观组织演化引起的力学性能变化,旨在为高 Mg 含量 Al-Mg 合金中粗大枝晶与脆性第二相的短流程调控提供参考。

1 试验材料及方法

采用质量分数为 99.99% 的高纯 Al 和高纯 Mg 为原料制备 Al-5Mg 合金(以下简称 AM 合金)。首先,采用稀盐酸去除原料锭表面的油污及氧化物,清洗烘干后备用。将高纯 Al 放入 T-CM-40 型井式电阻炉配套的高纯石墨坩埚中,随炉加热至 750 °C 保温,待其完全熔化后,采用钛合金压料罩将高纯 Mg 快速压入熔体中,并缓慢搅拌。当高纯 Mg 块完全熔化后,采用 C₂Cl₆ 对熔体进行精炼处理,并保温 20 min 使熔体内部成分均匀。最后,将合金熔体分别浇入尺寸为 $\phi 70\text{ mm} \times 100\text{ mm}$ 的 304 不锈钢铸造模具和自主研发的 CRE300 型连续流变挤压压机中进行重力铸造和连续流变挤压成形^[10]。挤压轮和挤压模具直径分别为 $\phi 300\text{ mm}$ 和 $\phi 9.5\text{ mm}$ 。采用 PerkinElmer Avio500 电感耦合等离子体发光光谱仪对制备的 AM 合金进行成分检测,实测成分见表 1,其中 Mg 含量略低于名义成分,主要原因为熔炼过程中的元素氧化烧损。

表 1 制备的 AM 合金实测化学成分

Tab.1 Actual chemical compositions of prepared AM alloy %			
w_B			
Mg	Fe	Si	Al
4.91	0.07	0.04	余量

将铸态及连续流变挤压态 AM 合金分别沿距底部 15 mm 处的中心位置和挤压方向切割为横截面为 10 mm $\times$ 10 mm 的试样块,经机械研磨和抛光后,利用电解液(HF、HBF₄、C₂H₆O 体积比为 1:4:95)对试样块进行阳极覆膜,覆膜电压为 25 V。采用配备偏光模块的 Olympus BX 53M 光学显微镜和 Zeiss Ultra Plus 场发射扫描电镜对试样块进行显微组织观察及 EDS 能谱分析;

采用 Bruker D8 Advance 型 X 射线衍射仪进行 XRD 分析,使用 Williamson-Hall 法计算位错密度^[11];使用 Image-Pro Plus 软件统计合金的平均晶粒尺寸;采用 Shimadzu AG-Xplus 电子万能试验机测试合金的拉伸性能,拉伸速率为 1.8 mm/min,棒材试样的尺寸示意图见图 1;采用 SIOMM HVD-1000MP 多功能数显硬度计测试合金的维氏硬度,施加载荷为 1.96 N,加载时间为 10 s。

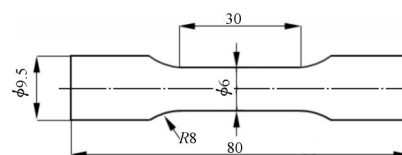


图 1 拉伸试样尺寸示意图

Fig.1 Schematic diagram of dimension of tensile specimen

2 试验结果与讨论

2.1 微观组织

2.1.1 铸态 AM 合金的微观组织

图 2 为铸态 AM 合金的 OM 和 SEM 微观组织。可以看出,铸态 AM 合金晶粒粗大,平均晶粒尺寸为 550 μm 。同时,在晶粒内部观察到了羽毛状枝晶组织。在铸态 AM 合金的 SEM 微观组织中观察到了平均尺寸为 5 μm 的块状第二相,且存在孔洞缺陷,见图 2b。对 A 点基体和 B 点第二相进行 EDS 分析(见表 2)。结果表明,块状第二相由 Al 和 Mg 组成,为 Al-Mg 相,且两者比值接近 3:2。结合研究分析^[12],判断铸态 AM 合金中的 Al-Mg 相为 Al₃Mg₂ 相。此外,对图 2b 中白框区域进行 EDS 面扫分析,见图 3。可以看出,铸态 AM 合金内的 Mg 在基体中分布不均,偏析现象严重。

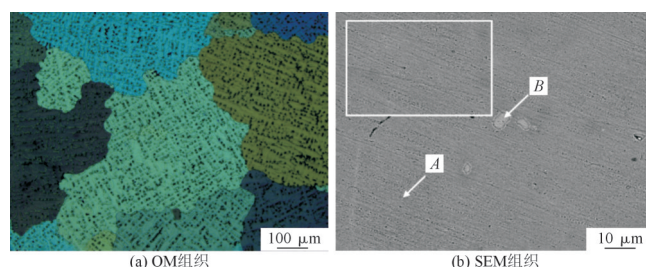


图 2 铸态 AM 合金的 OM 和 SEM 微观组织

Fig.2 OM and SEM images of as-cast AM alloy

表 2 图 2 和图 4 中不同点的 EDS 分析结果

Tab.2 EDS results of different points in Fig.2 and Fig.4 %		
位置	w_B	
	Mg	Al
A	5.45	94.55
B	39.07	60.93
C	4.99	95.01

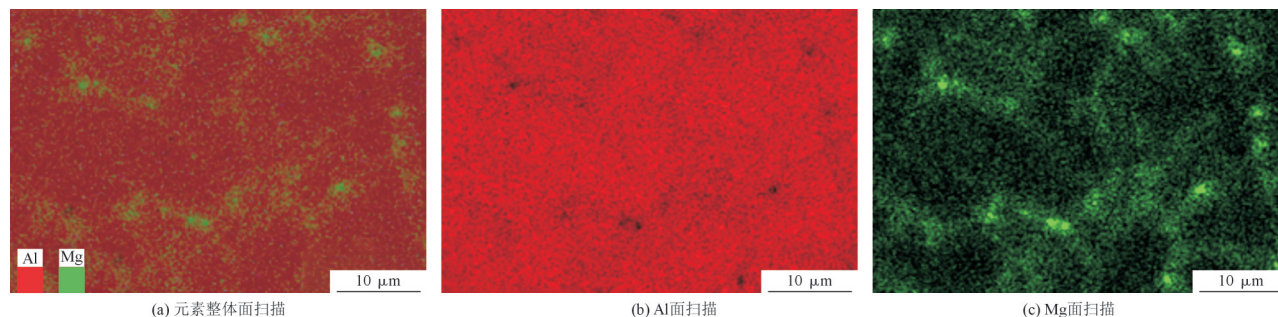


图3 铸态AM合金的EDS面扫元素分布图

Fig.3 EDS mapping of as-cast AM alloy

2.1.2 流变挤压态AM合金微观组织

连续流变挤压态AM合金的OM和SEM微观组织及XRD分析见图4。对比铸态AM合金,在流变挤压态AM合金的OM组织中未观察到明显的枝晶组织,均为细小的等轴晶粒,平均晶粒尺寸为 $48.6\ \mu\text{m}$,见图4a。

同时,在流变挤压态AM合金的SEM微观组织中也未观察到明显的第二相析出,见图4b。对图4b中C点基体进行EDS能谱分析,结果见表2。此外,对图4b进行EDS面扫描分析,结果见图5。结合XRD图谱可知,连续流变挤压过程中AM合金内的Mg完全固溶且均匀分布于基体中。

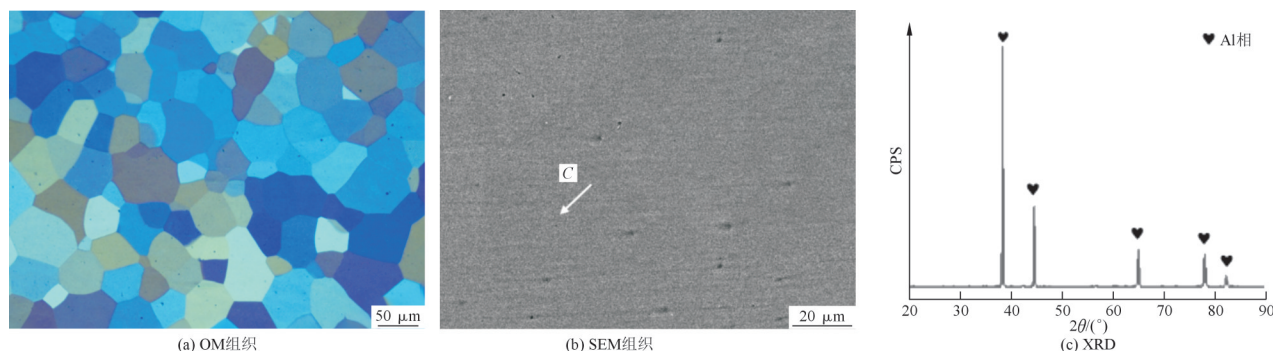


图4 流变挤压态AM合金的OM和SEM微观组织观察

Fig.4 OM and SEM images of rheo-extruded AM alloy

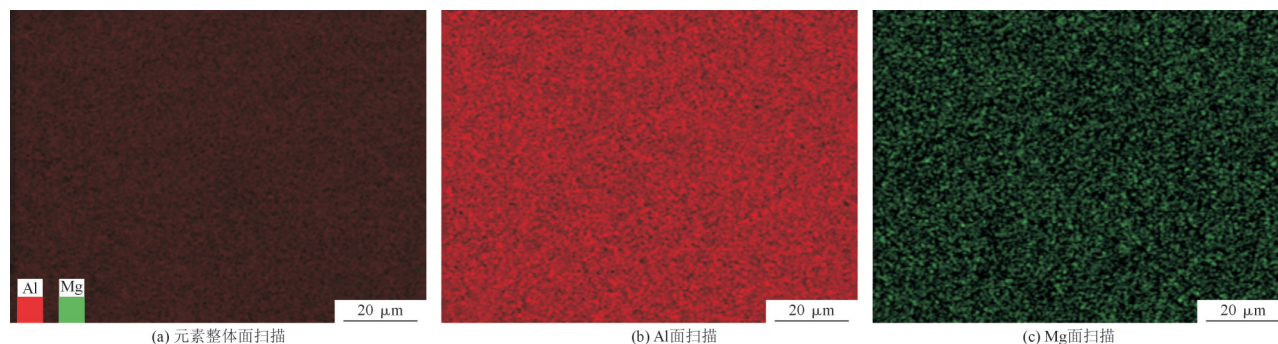


图5 流变挤压态AM合金的EDS面扫元素分布图

Fig.5 EDS mapping of rheo-extruded AM alloy

2.1.3 铸态和流变挤压态AM合金微观组织对比

连续流变挤压过程中消除了铸态AM合金内的粗大枝晶,使Mg充分固溶并均匀分布,并转化为细小的等轴晶粒,主要归因于该过程中摩擦剪切与冷却的耦合作用:由于挤压轮与挤压靴围成的挤压型腔内的冷却速率较高,合金熔体在进入挤压型腔后发生快速凝固。其中,合金内枝晶尖端的总过冷度(ΔT_1)可表示为^[13]:

$$\Delta T_1 = \Delta T_l + \Delta T_c + \Delta T_r + \Delta T_k \quad (1)$$

式中, ΔT_l 和 ΔT_c 分别为热过冷和成分过冷; ΔT_r 和 ΔT_k 分别为曲率过冷和动力学过冷。由于Mg原子半径大于Al,在凝固过程中,Mg易在固/液界面前沿富集并发生溶质再分配,导致成分过冷。同时,热过冷也随着冷却速率的增大而提高^[14]。因此,合金熔体在挤压型腔凝固过程中总过冷度增大,有利于细化合金内初生的晶粒和枝晶组织。此外,根据Kopp-Neumann定律^[10],Mg的加入降低了Al合金的凝固潜热,较高的冷却速率和较小的凝固潜热会缩短凝固时间,抑制晶粒和枝晶

的生长,从而有效地细化合金中的晶粒和枝晶组织。同时,较高的冷却速率使Mg充分固溶于基体,抑制了脆性 Al_3Mg_2 相的形成。凝固后的合金在挤压轮和挤压靴相反作用的摩擦力作用下发生强烈的剪切变形,可进一步破碎并细化合金内的枝晶组织,并发生动态回复与再结晶,使合金晶粒细化^[15]。由于纯Al的层错能高达 162.4 mJ/m^2 ,导致变形过程中动态回复比动态再结晶更易于发生^[16]。然而,在纯Al中引入Mg可有效降低层错能。 Al-Mg 合金的层错能($\gamma_{\text{Al-Mg}}$)与合金内Mg含量的关系为^[14]:

$$\gamma_{\text{Al-Mg}} = \gamma_{\text{Al}} \exp \left[k_{\text{SFE}} \left(\frac{C_{\text{Mg}}/C_{\text{Mg}}^0}{1 + C_{\text{Mg}}/C_{\text{Mg}}^0} \right)^2 \right] \quad (2)$$

式中, γ_{Al} 为Al基体的层错能; k_{SFE} 为与公式相关的无量纲常数; C_{Mg} 和 C_{Mg}^0 分别为合金中的Mg含量及Mg在Al中的最大固溶度。随Mg含量的增加, Al-Mg 合金的层错能降低。较低的层错能提高了合金的加工硬化能力,抑制了合金的动态回复过程并有利于动态再结晶发生。因此,连续流变挤压过程中等轴晶的形成机理主要为动态再结晶。

2.2 力学性能

2.2.1 铸态与连续流变挤压态AM合金的力学性能

图6为铸态和连续流变挤压态AM合金的工程应力-应变曲线,其力学性能见表3。可以看出,连续流变挤压态AM合金的综合力学性能高于铸态AM合金,抗拉强度、屈服强度和伸长率分别比铸态AM合金提高了66.6%、25.8%和262.9%。同时,连续流变挤压态AM合金的硬度也比铸态AM合金提高了31.7%。此外,在铸态和连续流变挤压态AM合金的工程应力-应变曲线中均观察到了“锯齿状”的应力起伏,即Portevin-Le-Chatelier (PLC)效应,主要由合金内固溶Mg与位错的强交互作用引起^[17]。连续流变挤压过程有利于Mg的充分固溶,因此连续流变挤压态AM合金的PLC效应更明显。

研究表明,在铸态Al-5Mg合金中添加Sc可有效

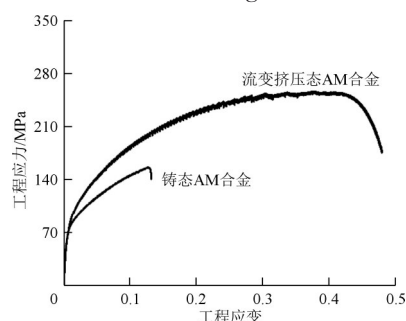


图6 铸态和流变挤压态AM合金的工程应力-工程应变曲线

Fig.6 Engineering stress-strain curves of as-cast and rheo-extruded AM alloys

表3 铸态和流变挤压态AM合金的力学性能

Tab.3 Mechanical properties of as-cast and rheo-extruded AM alloys

状态	抗拉强度/ MPa	屈服强度/ MPa	伸长率/%	硬度 (HV)
铸态	150.8	77.6	13.2	49.6
连续流变挤压态	251.3	97.6	47.9	65.3
Sc改性后 ^[18]	224.1	101.5	19.6	—

消除合金内的枝晶组织,但只有添加0.6%的Sc后合金的平均晶粒尺寸才从 $259.1\text{ }\mu\text{m}$ 减小至 $50.3\text{ }\mu\text{m}$,但仍大于连续流变挤压制备的AM合金的平均晶粒尺寸^[18]。同时,0.2%的Sc改性后合金的抗拉强度和屈服强度分别提高至224.1 MPa和101.5 MPa,而伸长率下降至19.6%,综合力学性能提升幅度较小。连续流变挤压态AM合金的综合力学性能优于稀土改性后合金的,表明采用连续流变挤压制备Al-Mg合金可在不采用合金化元素的情况下,仅通过组织结构调控提高合金的性能。

图7为铸态和连续流变挤压态AM合金的拉伸断口形貌。可以看出,在拉伸过程中,两种合金的断裂方向近似垂直于载荷方向,均观察到了大量韧窝,是典型的韧性断裂。由表3可知,连续流变挤压态AM合金的伸长率显著高于铸态AM合金的。因此,连续流变挤压态AM合金拉伸断口内的韧窝数量和深度大于铸态AM合金的。同时,在铸态AM合金韧窝底部也观察到了破碎的块状 Al_3Mg_2 相,与SEM中观察到的 Al_3Mg_2 相形貌和尺寸相符。大尺寸的块状 Al_3Mg_2 相在变形过程中割裂基体,引起应力集中,降低了铸态AM合金的伸长率。连续流变挤压过程中较高的冷却速率有利于Mg充分固溶,抑制脆性 Al_3Mg_2 相的析出,同时提高合金的致密度,减少其对伸长率的损害。此外,在铸态AM合金的OM显微组织中观察到了孔洞缺陷。孔洞缺陷的存在减少了合金的有效承载面积,导致合金在变形过程中易发生应力集中,进而诱发合金提前断裂,降低合金的力学性能^[19]。因此,连续流变挤压态AM合金的伸长率高于铸态AM合金的。

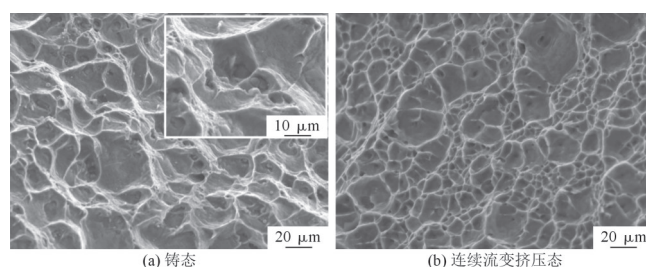


图7 铸态和连续流变挤压态AM合金的拉伸断口形貌

Fig.7 Tensile fracture morphologies of as-cast and rheo-extruded AM alloys

2.2.2 连续流变挤压态AM合金的强化机制分析

Al合金的强化机制主要为晶界强化(σ_{GB})、固溶强化(σ_{ss})、位错强化(σ_{Dis})和第二相强化(σ_{SP})。连续流变

挤压过程有利于合金中 Mg 的充分固溶,使得析出的 Al_3Mg_2 相数量大幅减少。因此,讨论忽略第二相强化 (σ_{SP}) 作用。各强化机制对 Al 合金屈服强度 (σ_{T}) 的贡献可表示为^[19]:

$$\sigma_{\text{T}} = \sqrt{(\sigma_{\text{GB}})^2 + (\sigma_{\text{SS}})^2 + (\sigma_{\text{Dis}})^2} \quad (3)$$

式中,晶界强化 (σ_{GB}) 与合金的平均晶粒尺寸 (d_{GB}) 遵循 Hall-Petch 关系式,表达式为^[6]:

$$\sigma_{\text{GB}} = k_{\text{GB}} d_{\text{GB}}^{-\frac{1}{2}} \quad (4)$$

式中, k_{GB} 为 Hall-Petch 系数。连续流变挤压过程中消除了 AM 合金内粗大的枝晶组织,转变为细小的等轴晶,平均晶粒尺寸小于铸态 AM 合金,因此晶界强化效果提高。同时,AM 合金中固溶强化 ($\Delta\sigma_{\text{SS}}$) 与合金中 Mg 含量的关系为^[7]:

$$\sigma_{\text{SS}} = H_{\text{Al-Mg}} C_{\text{Mg}}^{\omega_{\text{Al-Mg}}} \quad (5)$$

式中, $H_{\text{Al-Mg}}$ 和 $\omega_{\text{Al-Mg}}$ 为常数; C_{Mg} 为固溶的 Mg 含量。连续流变挤压过程中较高的冷却速率也有利于 Mg 元素充分固溶并均匀分布,大幅减少了 Al_3Mg_2 相的析出,增强了 Mg 的固溶强化作用。此外,位错强化 (σ_{Dis}) 与位错密度 (ρ) 的关系可用 Bailey-Hirsch 公式表示为^[5]:

$$\sigma_{\text{Dis}} = A_{\text{BH}} G b \sqrt{\rho} \quad (6)$$

式中, A_{BH} 为常数; G 和 b 分别为 Al 基体的剪切模量和伯氏矢量。研究表明,固溶 Mg 在变形过程中可有效阻碍位错运动,提高合金的强度^[20]。对比铸态 AM 合金,连续流变挤压态 AM 合金的 PLC 效应增强,也证明了连续流变挤压过程中高固溶 Mg 与位错的强交互作用可有效提高合金的强度。式(3)~式(6)中使用的物理符号含义及取值见表4。根据式(3)~式(6),计算得出由晶界强化、固溶强化及位错强化机制对连续流变挤压态 AM 合金屈服强度的贡献值分别为 17.2 MPa、67.8 MPa 和 24.3 MPa,与屈服强度实测值 97.6 MPa 接近。综上所述,连续流变挤压态 AM 合金的强化机制主要包括晶界强化、固溶强化和位错强化。

表4 式(3)~式(6)中符号的物理意义及取值

Tab.4 Physical meaning and values of symbols in Eq.(3)~(6)

符号	意义	取值	单位	参考文献
k_{GB}	Hall-Petch 系数	0.12	$\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$	[21]
d_{GB}	平均晶粒尺寸	48.6	μm	本研究
$H_{\text{Al-Mg}}$	常数	13.8	$\text{MPa}/\%$	[22]
$\omega_{\text{Al-Mg}}$	常数	1	—	[22]
C_{Mg}	固溶 Mg 含量	4.91	%	本研究
A_{BH}	常数	0.734	—	[23]
G	剪切模量	26	GPa	[23]
b	伯氏矢量	0.286	nm	[23]
ρ	位错密度	1.98×10^{13}	m^{-2}	本研究

3 结 论

(1)连续流变挤压过程中消除了粗大的枝晶组织,合金内均为细小的等轴晶,平均晶粒尺寸为 48.6 μm ,小于铸态 Al-5Mg 合金的晶粒尺寸 (550 μm),表明连续流变挤压过程对枝晶和晶粒有较好的细化作用。

(2)连续流变挤压态 Al-5Mg 合金内等轴晶的形成是由连续流变挤压变形过程中摩擦剪切与冷却的耦合作用导致的。较高的冷却速率有利于凝固组织的细化和 Mg 的均匀分布,随后的摩擦剪切变形使合金发生动态再结晶,使晶粒尺寸进一步细化。

(3)连续流变挤压态 Al-5Mg 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 251.3 MPa、97.6 MPa 和 47.9%,比铸态 Al-5Mg 合金分别提高了 66.6%、25.8% 和 262.9%,同时综合力学性能优于稀土改性后的 Al-5Mg 合金,合金的强化机制主要包括晶界强化、固溶强化和位错强化。

参 考 文 献

- [1] 屠海令,张世荣,李腾飞.我国新材料产业发展战略研究[J].中国工程科学,2016,18(4): 90-100.
- [2] 蒋靖宇,赖松柏,路丽英,等.5XXX 系铝镁合金的研究进展[J].载人航天,2019,25(3): 411-418.
- [3] 王俊升,薛程鹏,王硕,等.轻质金属的发展和应用:高强铝合金和镁合金[J].特种铸造及有色合金,2023,43(2): 145-152.
- [4] 李安敏,范晓烁,董涛,等.铝镁合金焊丝的研究现状[J].材料导报,2015,29(17): 144-149.
- [5] JANG D H, PARK Y B, KIM W J, Significant strengthening in superlight Al-Mg alloy with an exceptionally large amount of Mg (13wt%) after cold rolling[J]. Materials Science and Engineering, 2019, A744: 36-44.
- [6] LI X Y, XIA W J, CHEN J H, et al. Dynamic recrystallization, texture and mechanical properties of high Mg content Al-Mg alloy deformed by high strain rate rolling[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31(10): 2 885-2 898.
- [7] LIU Y, LIU M P, CHEN X F, et al. Effect of Mg on microstructure and mechanical properties of Al-Mg alloys produced by high pressure torsion[J]. Scripta Materialia, 2019, 159: 137-141.
- [8] CHE H M, JIANG X Q, QIAO N, et al. Effects of Er/Sr/Cu additions on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg alloy during hot extrusion[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 708: 662-670.
- [9] 卢明,叶中飞,郑秋菊,等.微合金化元素 La 对 Al-0.6Mg-0.6Si 合金组织及性能的影响[J].特种铸造及有色合金,2021,12: 1 494-1 499.
- [10] GUAN R G, TIE D, LI Z, et al. Microstructure evolution and mechanical property improvement of aluminum alloys with high magnesium content during continuous rheo-extrusion[J]. Materials Science and Engineering, 2018, A738: 31-37.
- [11] MA K K, WEN H M, HU T, et al. Mechanical behavior and strengthening mechanisms in ultrafine grain precipitation-strengthened aluminum alloy[J]. Acta Materialia, 2014, 62: 141-155.
- [12] NAKAYAMA K, TSURUTA H, KOYAMA Y. Formation of giant atomic clusters in the β -Samson (β - Al_3Mg_2) phase of the Al-Mg alloy system[J]. Acta Materialia, 2017, 128: 249-257.
- [13] WANG Y, GAO M Q, YANG B W, et al. Microstructural evolution and mechanical property of Al-Mg-Mn alloys with various solidification cooling rates [J]. Materials Characterization, 2022, 184: 111 709.