累积连续流变挤压对 Al-Mg(-Mn-Fe) 合金组织性能影响

高民强^{*},杨博威,管仁国

(大连交通大学 连续挤压教育部工程研究中心, 辽宁 大连 116028)

摘要:目的 研究多道次累积连续流变挤压变形对 Al-Mg(-Mn-Fe)合金组织演化和力学行为的影响,为高性能细晶 Al-Mg(-Mn-Fe)合金的制备提供借鉴与参考。方法 采用连续流变挤压方法制备 Al-Mg(-Mn-Fe)合金, 对流变挤压态 Al-Mg(-Mn-Fe)合金进行多道次累积连续流变挤压变形,研究多道次变形前后 Al-Mg(-Mn-Fe) 合金的微观组织和力学性能变化,讨论变形过程中 Al₆(Mn,Fe)相对动态再结晶的影响,揭示累积连续流变挤 压态 Al-Mg(-Mn-Fe)合金的强化机制。结果 经3 道次累积连续流变挤压变形后,Al-Mg 合金和 Al-Mg-Mn-Fe 合金的平均晶粒尺寸分别减小至 21.5 µm 和 2.8 µm, 细化效果显著;在多道次变形过程中,Al-Mg-Mn-Fe 合金的平均晶粒尺寸分别减小至 21.5 µm 和 2.8 µm, 细化效果显著;在多道次变形过程中,Al-Mg-Mn-Fe 合金内的 Al₆(Mn,Fe)相逐渐破碎细化并趋于均匀分布,再结晶驱动力增加,阻碍再结晶晶粒长大;经3 道次 变形后,Al-Mg 合金杆材的抗拉强度和伸长率同步提高至 267.4 MPa 和 52.2%, 而 Al-Mg-Mn-Fe 合金杆材的 抗拉强度提高至 364.2 MPa,伸长率降低至 31.7%,该合金的强化机制主要包括细晶强化、位错强化和第二 相强化。结论 累积连续流变挤压变形可有效细化合金内的晶粒及第二相,提高 Al-Mg(-Mn-Fe)合金的综合 力学性能。

关键词: Al-Mg(-Mn-Fe)合金;累积连续流变挤压;变形道次;组织性能 DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2024.07.019 中图分类号: TB31 文献标志码: A 文章编号: 1674-6457(2024)07-0215-09

Effect of Accumulative Continuous Extrusion Forming on Microstructure and Properties of Al-Mg(-Mn-Fe) Alloys

GAO Minqiang^{*}, YANG Bowei, GUAN Renguo

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

ABSTRACT: The work aims to investigate the effect of multi-pass accumulative continuous extrusion forming (ACEF) on the microstructure evolution and mechanical behavior of Al-Mg(-Mn-Fe) alloys, to provide references for the preparation of fine-grained Al-Mg(-Mn-Fe) alloys with high performance. Al-Mg(-Mn-Fe) alloys were prepared by ACEF. The variation in

*通信作者(Corresponding author)

收稿日期: 2024-05-06

Received: 2024-05-06

基金项目: 松山湖材料实验室开放课题基金(2023SLABFN11); 国家重点研发计划(2022YFE0137900)

Fund: The Open Research Fund of Songshan Lake Materials Laboratory (2023SLABFN11); National Key R&D Program of China (2022YFE0137900)

引文格式:高民强,杨博威,管仁国,等.累积连续流变挤压对 Al-Mg(-Mn-Fe)合金组织性能影响[J].精密成形工程,2024, 16(7):215-223.

GAO Minqiang, YANG Bowei, GUAN Renguo, et al. Effect of Accumulative Continuous Extrusion Forming on Microstructure and Properties of Al-Mg(-Mn-Fe) Alloys[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2024, 16(7): 215-223.

microstructure and mechanical properties of Al-Mg(-Mn-Fe) alloys subject to multi-pass ACEF was studied. The effect of Al₆(Mn, Fe) phase particles on dynamic recrystallization during deformation was discussed. The strengthening mechanisms of ACEFed Al-Mg(-Mn-Fe) alloys were revealed. The results showed that significant grain refinement effect was achieved in the Al-Mg alloy and Al-Mg-Mn-Fe alloy subject to 3 passes ACEF, and the average grain size decreased to 21.5 µm and 2.8 µm, respectively. The Al₆(Mn, Fe) phase particles in the Al-Mg-Mn-Fe alloy were gradually broken, refined, and uniformly distributed during multi-pass ACEF. Thus, the driving force of dynamic recrystallization was enhanced and the growth of recrystallized grains was hindered. After 3 passes ACEF, the ultimate tensile strength and elongation of Al-Mg alloy rods increased to 267.4 MPa and 52.2%, respectively. Meanwhile, the ultimate tensile strength of Al-Mg-Mn-Fe alloy rods increased to 364.2 MPa and the elongation decreased to 31.7%. The strengthening mechanisms of the alloys mainly included fine-grained strengthening, dislocation strengthening and second phase strengthening. ACEF can refine the grains and secondary phase particles, and improve the comprehensive mechanical properties of the alloys.

KEY WORDS: Al-Mg(-Mn-Fe) alloy; ACEF; deformation pass; microstructure and properties

大塑性变形可有效细化合金内的晶粒组织,破碎粗大的第二相,在制备细晶或超细晶合金中优势突出^[1]。常用的大塑性变形方法主要有等通道转角挤压、高压扭转、累积叠轧和多向锻造等^[2-4]。然而,常规的大塑性变形方法各道次间并不连续,且制备的合金尺寸有限,导致生产成本高、效率低,难以在工业生产中大规模应用^[5]。为了进一步提高生产效率,国内外研究学者将等通道转角挤压与连续挤压结合,开发出了连续等径角挤压^[6]。该方法虽然能够连续生产细晶合金,但是不能在单机上生产不同截面尺寸的产品。针对上述问题,Shen等^[7]开发了累积连续流变挤压技术(Accumulative Continuous Extrusion Forming, ACEF)。该方法结合了连续等径角挤压与常规挤压的优势,在变形过程中既能产生高应变实现合金的高效细化,又可制备不同横截面尺寸的产品。

铸态 Al-Mg 合金中易形成粗大枝晶与大尺寸 Al₃Mg₂相,导致合金的力学性能不佳,变形能力差^[8]。研究表明,采用连续流变挤压技术短流程制备 Al-Mg 合金,可消除粗大枝晶并将其转变为细小的等轴晶,同时使 Mg 充分固溶,大幅提高合金的性能^[9]。将连续流变挤压态合金进一步进行累积连续流变挤压变 形,有望实现高性能细晶 Al-Mg 合金的连续制备。

本文以 Al-Mg(-Mn-Fe)合金为研究对象,采用累 积连续流变挤压技术制备了合金杆材,并重点研究了 多道次变形过程中合金微观组织和力学性能的演化 规律,以期为高性能细晶 Al-Mg(-Mn-Fe)合金的制备 提供借鉴与参考。

1 实验

首先,采用连续流变挤压技术制备 Al-Mg(-Mn-Fe)合金杆材,采用 PerkinElmer Avio500 电感耦合等 离子体发光光谱仪测试合金的实际成分,如表 1 所 示。其次,将连续流变挤压态 Al-Mg(-Mn-Fe)合金杆 材再次喂入设备中进行多道次累积连续流变挤压变 形。实验设备的挤压轮直径为 300 mm, 制备出的杆 材直径为 9.5 mm。针对不同道次变形后的累积连续 流变挤压态 Al-Mg(-Mn-Fe)合金,沿挤压方向取样。 经机械研磨及抛光后,使用覆膜液对试样进行阳极覆 膜。采用 Olympus BX 53 M 光学显微镜和 Image-Pro Plus 软件对试样进行 OM 组织观察和晶粒尺寸统计; 采用Zeiss Ultra Plus 场发射扫描电子显微镜对合金内 第二相的形貌和分布进行观察及 EDS 能谱分析;采 用 Shimadzu AG-Xplus 电子万能试验机和 SIOMM HVD-1000MP 多功能数显硬度计分别测试合金的拉 伸性能和维氏硬度。其中, 拉伸试样的直径和平行段 长度分别为 6 mm 和 30 mm, 室温拉伸速度为 1.8 mm/min, 硬度测试载荷和加载时间分别为 1.96 N 和 10 s。

2 结果与分析

2.1 微观组织

不同道次累积连续流变挤压变形后 Al-Mg 合金的 OM 微观组织如图 1 所示。可以看出,累积连续流

表 1 Al-Mg(-Mn-Fe)合金的化学成分 Tab.1 Chemical compositions of Al-Mg(-Mn-Fe) alloys wt.%							
Alloy	Nominal composition	Mg	Mn	Fe	Si	Al	
Al-Mg	Al-5Mg	4.91	_	0.04	0.02	Bal.	
Al-Mg-Mn-Fe	Al-5Mg-0.8Mn-0.1Fe	5.06	0.77	0.12	0.03	Bal.	

变挤压变形对 Al-Mg 合金有较好的晶粒细化效果。 在累积连续流变挤压变形前,即连续流变挤压态 Al-Mg 合金内均为等轴晶,未观察到枝晶组织,平均 晶粒尺寸为 49.8 µm, 如图 1a 所示, 表明连续流变挤 压过程可有效消除铸态合金中粗大的枝晶组织^[10]。经 1 道次累积连续流变挤压变形后, Al-Mg 合金的平均 晶粒尺寸减小至 38.7 µm, 如图 1b 所示。随变形道次 的增加, Al-Mg 合金晶粒进一步发生细化。经2道次 累积连续流变挤压变形后, Al-Mg 合金的平均晶粒尺 寸为 30.9 µm, 对比 1 道次变形后的合金减小了 20.2%, 如图 1c 所示。经 3 道次累积连续流变挤压变 形后, Al-Mg 合金的平均晶粒尺寸比变形前减小了 56.8%,为21.5 µm,如图 1d 所示。此外,在不同道 次累积连续流变挤压变形后 Al-Mg 合金的 SEM 微观 组织中均未观察到有第二相析出,如图2所示。对图 2d 中 A 点基体进行 EDS 能谱分析 (见表 2), 可知在 累积连续流变挤压过程中Al-Mg合金内的Mg均固溶 于基体。

不同道次累积连续流变挤压变形后 Al-Mg-Mn-Fe 合金的 OM 微观组织如图 3 所示。与 Al-Mg 合金相 比,不同道次累积连续流变挤压变形后 Al-Mg-Mn-Fe 合金晶粒细化效果更加明显。连续流变挤压态 Al-Mg-Mn-Fe 合金的平均晶粒尺寸为 45.5 μm, 与连 续流变挤压态 Al-Mg 合金的平均晶粒尺寸相近, 如 图 3a 所示。经 1 道次累积连续流变挤压变形后,

Al-Mg-Mn-Fe 合金的晶粒发生细化,平均晶粒尺寸减 小至 21.3 µm, 小于 3 道次变形后 Al-Mg 合金的平均 晶粒尺寸,如图 3b 所示。随着变形道次的增加, Al-Mg-Mn-Fe 合金的晶粒进一步细化。经3道次累积 连续流变挤压变形后, Al-Mg-Mn-Fe 合金的平均晶粒 尺寸减小至 2.8 µm, 分别比 2 道次变形后和变形前的 合金的平均晶粒尺寸减小了 83.3%和 93.8%, 如图 3c 和图 3d 所示。不同道次累积连续流变挤压变形后 Al-Mg-Mn-Fe 合金的 SEM 微观组织如图 4 所示。可 以看出,流变挤压态 Al-Mg-Mn-Fe 合金内存在破碎 的大块状白色第二相,如图 4a 所示。随着变形道次 的增加,大块状第二相逐渐破碎,细化后第二相之间 的间距逐渐增大,分布更加均匀,如图 4b~d 所示。 对图 4c 中的第二相进行 EDS 面扫元素分布分析,结 果如图 5 所示,可知第二相为 Al-Mn-Fe 相。同时, 对图 4d 中 B点第二相和 C点基体进行 EDS 能谱分析, 结果如表2所示。结合文献[11-12],判断Al-Mg-Mn-Fe 合金内的第二相为 Al₆(Mn,Fe)相。

累积连续流变挤压变形是一种结合了摩擦剪切、 转角剪切和扩展剪切变形的高效短流程大塑性变形 方法,变形过程中产生的大量摩擦热、变形热和高应 变有利于合金发生动态再结晶,使晶粒和第二相得到 高效细化^[13-14]。与 Al-Mg 合金相比,不同道次累积 连续流变挤压变形后 Al-Mg-Mn-Fe 合金晶粒细化效 果更加明显,这主要与 Al-Mg-Mn-Fe 合金内 Al₆(Mn,Fe)



a 变形前





图 1 不同道次累积连续流变挤压变形后 Al-Mg 合金的 OM 微观组织 Fig.1 OM microstructures of Al-Mg alloy after different ACEF passes: a) before ACEF; b) 1 pass ACEF; c) 2 passes ACEF; d) 3 passes ACEF















d 3道次



(ρ)成正比,如式(1)所示^[16]。

 F_{dr} = 0.5Gb²ρ
 (1)

 式中: G和 b 分别为 Al 基体的剪切模量和柏氏

 矢量。在多道次变形过程中,弥散分布的 Al₆(Mn,Fe)

相的演化有关。研究表明,细化后的 Al₆(Mn,Fe)相在 变形过程中可起到阻碍位错运动的作用,促进位错增 殖,增大合金的储存能^[15]。同时,在大塑性变形过程 中,动态再结晶的驱动力(*F*_{dr})与合金内的位错密度









c 2道次

d 3道次







Fig.5 EDS mapping for element distribution of secondary phase particles in Fig.4c: a) Al element; b) Mg element; c) Mn element; d) Fe element

表 2 图 2 和图 4 中不同点的 EDS 分析结果 Tab.2 EDS analysis results of different points marked in Fig.2 and Fig.4 wt %

Point	Mg	Al	Mn	Fe
A	4.69	95.31	—	_
В	5.22	82.06	6.24	6.48
С	4.38	95.62		—

相可有效钉扎位错, 增大合金内的位错密度和再结晶 驱动力。此外, Al₆(Mn,Fe)相也起到了钉扎晶界的作 用, 产生 Zener 拖曳力 (*F*_{ze}), 如式 (2) 所示^[17]。

$$F_{\rm ze} = \frac{3f_{\rm v}\delta}{d_{\rm sp}} \tag{2}$$

式中: δ 为 Al 基体的晶粒晶界能; f, 和 d_{sp}分别 为第二相的体积分数和平均粒子直径。在累积连续流 变挤压过程中,大尺寸 Al₆(Mn,Fe)相被逐渐破碎并细 化,粒子平均直径减小,导致 Zener 拖曳力提高,进 而降低晶界的迁移速度,阻碍合金再结晶晶粒长大。 因此,在多道次变形过程中 Al-Mg-Mn-Fe 合金的晶 粒细化效果更明显。

2.2 力学性能

不同道次累积连续流变挤压变形 Al-Mg(-Mn-Fe) 合金的工程应力-应变曲线如图 6 所示,力学性能对

比如表 3 所示。结果表明, Al-Mg 合金的抗拉强度、 伸长率和硬度随变形道次的增加而增大; Al-Mg-Mn-Fe 合金的抗拉强度和硬度随变形道次的增加而提高, 伸长率逐渐降低。在累积连续流变挤压变形前,流变 挤压态 Al-Mg 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率 分别为 250.5 MPa、92.6 MPa 和 48.3%。经 3 道次累 积连续流变挤压变形后, Al-Mg 合金的抗拉强度、屈 服强度和伸长率同步提高至 267.4 MPa、111.2 MPa 和 52.2%。经 3 道次累积连续流变挤压变形后 Al-Mg-Mn-Fe 合金的抗拉强度、屈服强度和硬度提高至 364.2 MPa、233.6 MPa 和 119.8HV, 伸长率降低至 31.7%。

不同道次累积连续流变挤压变形后 Al-Mg 合金 和 Al-Mg(-Mn-Fe)合金的拉伸断口形貌分别如图 7 和 图 8 所示。在合金内均观察到了大量韧窝,表明 Al-Mg(-Mn-Fe)合金的断裂机制以韧性断裂为主^[18]。由于 Al-Mg 合金的伸长率随变形道次的增加而提高,因此合金拉伸断口内的韧窝数量也逐渐增多;随变形道次的增加,Al-Mg-Mn-Fe 合金的伸长率逐渐降低,因此合金拉伸断口内的韧窝深度逐渐减小。同时,在 Al-Mg-Mn-Fe 合金的韧窝底部观察到了破碎的 Al₆(Mn,Fe)相,这与 SEM 中观察到的 Al₆(Mn,Fe) 相一致。



图 6 多道次累积连续流变挤压变形 Al-Mg(-Mn-Fe)合金的工程应力-应变曲线 Fig.6 Engineering stress-strain curves of Al-Mg(-Mn-Fe) alloys with multi-pass ACEF: a) Al-Mg alloy; b) Al-Mg-Mn-Fe alloy

表 3	累积连续济	ī 变挤压变形	前后 AI-Mg(-Mn-F	e)合金的力	学性能	
b.3 Mec	hanical pro	perties of Al	Mg(-Mn-Fe)	alloys	before and	after ACE	Ĵ

Tab.3 Mechanical properties of Al-Mg(-Mn-Fe) alloys before and after ACEF								
Alloy	Deformation pass	Ultimate tensile strength/ MPa	Yield strength/ MPa	Elongation/ %	Hardness (HV)			
Al-Mg	0	250.5	92.6	48.3	95.5			
	1	256.4	97.4	50.1	95.9			
	2	261.3	105.8	51.4	96.4			
	3	267.4	111.2	52.2	97.1			
Al-Mg-Mn-Fe	0	298.8	129.3	42.7	104.8			
	1	312.5	153.4	36.3	106.2			
	2	324.8	185.7	34.1	111.4			
	3	364.2	233.6	31.7	119.8			





d 3道次







c 2道次

d 3道次

图 8 不同道次累积连续流变挤压变形后 Al-Mg-Mn-Fe 合金的拉伸断口形貌 Fig.8 Tensile fractures of Al-Mg-Mn-Fe alloy after various ACEF passes: a) before ACEF; b) 1 pass ACEF; c) 2 passes ACEF; d) 3 passes ACEF

对 Mg 充分固溶的 Al-Mg 合金变形后屈服强度的 提高值($\Delta \sigma_y$)可由晶界强化增量($\Delta \sigma_{gb}$)、位错强化

增量($\Delta \sigma_{dis}$)以及第二相强化增量($\Delta \sigma_{sp}$)之和表示^[19-20], 如式(3)所示。

$$\Delta \sigma_{\rm y} = \Delta \sigma_{\rm gb} + \Delta \sigma_{\rm dis} + \Delta \sigma_{\rm sp} \tag{3}$$

由于累积连续流变挤压过程中动态再结晶的发生,多道次变形后 Al-Mg(-Mn-Fe)合金的晶粒均得到 了有效细化。细化后合金的晶界强化增量可由 Hall-Petch 关系式表示^[21],如式(4)所示。

$$\Delta \sigma_{\rm gb} = k_{\rm gb} \left(d_{\rm af}^{-0.5} - d_{\rm bef}^{-0.5} \right) \tag{4}$$

式中: k_{gb} 为 Hall-Petch 公式系数; d_{af} 和 d_{bef} 分别 为累积连续流变挤压变形前后合金的平均晶粒尺寸。 与 Al-Mg 合金相比,多道次累积连续流变挤压变形 过程中 Al-Mg-Mn-Fe 合金的晶粒细化效果更明显, 因此 Al-Mg-Mn-Fe 合金的晶界强化对总屈服强度的 增量更多。此外,Al-Mg-Mn-Fe 合金中的 Al₆(Mn,Fe) 相在变形过程中阻碍位错运动,增大了合金内的位错 密度,可由 Bailey-Hirsch 关系式表示^[22],如式(5) 所示。

$$\Delta \sigma_{\rm dis} = \alpha M_{\rm T} G b \left(\rho_{\rm af}^{0.5} - \rho_{\rm bef}^{0.5} \right) \tag{5}$$

式中: a 和 M_T 分别为与关系式相关的常数和泰 勒因子; ρ_{af} 和 ρ_{bef} 分别为累积连续流变挤压变形前后 合金的位错密度。因此,较高的位错密度增强了 Al-Mg-Mn-Fe 合金的位错强化增量。同时,在变形过 程中破碎细化的 Al₆(Mn,Fe)相也可起到第二相强化 作用,如式(6) 所示^[23]。

$$\Delta \sigma_{\rm sp} = \frac{Gb}{3d_{\rm sp}} \left(\frac{f_{\rm v}}{2\pi}\right)^{0.5} \tag{6}$$

随变形道次的增加,Al₆(Mn,Fe)相的第二相强化 作用逐渐明显。因此,多道次累积连续流变挤压变形 后Al-Mg-Mn-Fe合金的强度高于Al-Mg合金的强度, 合金的强化机制主要包括细晶强化、位错强化和第二 相强化。同时,变形过程中合金伸长率的变化取决于 晶粒尺寸、第二相和位错密度的综合作用^[24-25]。 Al-Mg(-Mn-Fe)合金的晶粒在变形过程中逐渐细化, 有利于合金伸长率的提高。然而,Al₆(Mn,Fe)相在抑 制位错运动、增强Al-Mg-Mn-Fe 合金位错密度的同 时也降低了合金的伸长率。因此,两方面的竞争关系 导致Al-Mg-Mn-Fe 合金的伸长率在1 道次变形后下 降,而在3 道次变形后并没有明显下降。

3 结论

1)累积连续流变挤压变形可有效细化 Al-Mg(-Mn-Fe)合金的晶粒组织。经3道次累积连续流变挤压 变形后, Al-Mg 合金和 Al-Mg-Mn-Fe 合金的平均晶 粒尺寸分别为 21.5 μm 和 2.8 μm,比变形前合金的平 均晶粒尺寸分别减小了 56.8%和 93.8%。

2)在累积连续流变挤压变形过程中,Al-Mg-Mn-Fe 合金内 Al₆(Mn,Fe)相逐渐破碎细化并均匀分布,增 强了合金动态再结晶驱动力,同时钉扎晶界,抑制再 结晶晶粒的长大,因此变形后 Al-Mg-Mn-Fe 合金的 晶粒细化效果更好。

3)随变形道次的增加, Al-Mg 合金的强度和伸 长率同步提高; Al-Mg-Mn-Fe 合金的强度提高, 伸长 率逐渐降低。经 3 道次累积连续流变挤压变形后, Al-Mg 合金的抗拉强度和伸长率分别为 267.4 MPa 和 52.2%; Al-Mg-Mn-Fe 合金的抗拉强度提高至 364.2 MPa, 伸长率降低至 31.7%, 合金的强化机制 主要包括细晶强化、位错强化和第二相强化。

参考文献:

- ILLGEN C, BOHNE B, WAGNER M F X, et al. Thermal Stability of SPD-Processed Aluminum Alloys Internal Friction as an Indication for Recovery, Recrystallization and Abnormal Grain Growth[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 17: 1752-1759.
- [2] SHUAI G L, ZHANG M, LI Z, et al. Microstructural Evolution and Superior Properties of Conductive Al-Fe Alloy Processed by ECAP[J]. International Journal of Lightweight Materials and Manufacture, 2023, 6(4): 552-562.
- [3] 窦开沁,陈昱林,洪海杰,等.退火温度对大塑性变形 Al-8Mg 纳米晶铝合金微观结构与性能的影响[J]. 精密成形工程, 2023, 15(8): 19-26.
 DOU K Q, CHEN Y L, HONG H J, et al. Effect of Annealing Temperature on Microstructure and Properties of Nanocrystalline Al-8Mg Aluminum Alloy with Severe Plastic Deformation[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2023, 15(8): 19-26.
- [4] 王辉, 刘满平, 唐恺, 等. 大塑性变形制备超细晶/纳 米晶 Al-Mg 铝合金的研究进展[J]. 材料导报, 2016, 30(15): 119-123.
 WANG H, LIU M P, TANG K, et al. Advances in Ultrafine-Grained and Nanocrystalline Al-Mg Aluminum Alloys Processed by Severe Plastic Deformation[J]. Materials Reports, 2016, 30(15): 119-123.
- [5] ROGACHEV S O, NAUMOVA E A, INOZEMTSEVA O V, et al. Effect of Number of ECAP Passes on Structure and Mechanical Properties of Al-Ca-Mn-Fe Alloy[J]. Materials Today Communications, 2024, 38: 107762.
- [6] GUNDEROV D V, POLYAKOV A V, SEMENOVA I P, et al. Evolution of Microstructure, Macrotexture and Mechanical Properties of Commercially Pure Ti during ECAP-Conform Processing and Drawing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 562: 128-136.
- [7] SHEN Y F, GUAN R G, ZHAO Z Y, et al. Ultrafine-Grained Al-0.2Sc-0.1Zr Alloy: The Mechanistic Contribution of Nano-Sized Precipitates on Grain Refinement during the Novel Process of Accumulative Continuous Extrusion[J]. Acta Materialia, 2015, 100: 247-255.
- [8] LI X C, ZHAO K, YANG L Y, et al. The Role of TiB₂ Nanoparticles in Reducing the Microstructural Sensitiv-

89-102.

ity of As-Cast Al-Mg-Mn Alloy to Cooling Rate[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 894: 146157.

- [9] YANG B W, GAO M Q, WANG Y, et al. Dynamic Recrystallization Behavior and Mechanical Properties Response of Rheo-Extruded Al-Mg Alloys with Various Mg Contents[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 849: 143450.
- [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: A, 2018, 738: 31-37.
- [11] YANG B W, GAO M Q, LIU Y, et al. Formation Mechanism of Refined Al₆(Mn,Fe) Phase Particles during Continuous Rheo-Extrusion and Its Contribution to Tensile Properties in Al-Mg-Mn-Fe Alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 872: 144952.
- [12] QUE Z P, WANG Y, FAN Z Y, et al. Enhanced Heterogeneous Nucleation of Al₆(Fe,Mn) Compound in Al Alloys by Interfacial Segregation of Mn on TiB₂ Particles Surface[J]. Materials Letters, 2022, 323: 132570.
- [13] YANG B W, GAO M Q, YANG L, et al. Enhancing the Strength and Ductility in an Al-5Mg Alloy via Accumulative Continuous Extrusion Forming at Room and Cryogenic Temperatures[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 960: 170817.
- [14] YANG B W, WANG Y, GAO M Q, et al. Microstructural Evolution and Strengthening Mechanism of Al-Mg Alloys with Fine Grains Processed by Accumulative Continuous Extrusion Forming[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 128: 195-204.
- [15] ZHAO Y L, SONG D F, WANG H L, et al. Revealing the Influence of Fe on Fe-Rich Phases Formation and Mechanical Properties of Cast Al-Mg-Mn-Fe Alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 901: 163666.
- [16] LI Y B, GU B, JIANG S, et al. A CDRX-Based Material Model for Hot Deformation of Aluminium Alloys[J]. International Journal of Plasticity, 2020, 134: 102844.
- [17] DUCHAUSSOY A, SAUVAGE X, EDALATI K, et al. Structure and Mechanical Behavior of Ultrafine-Grained Aluminum-Iron Alloy Stabilized by Nanoscaled Intermetallic Particles[J]. Acta Materialia, 2019, 167:

[18] WANG X B, LIN Y J, LIU Z B, et al. Improving Mechanical Properties of a Cast Al-Mg Alloy with High Mg Content by Rapid Solidification[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 852: 143709.

- [19] LU R Q, ZHANG L, ZHENG S W, et al. Microstructure, Mechanical Properties and Deformation Mechanisms of an Al-Mg Alloy Processed by the Cyclical Continuous Expanded Extrusion and Drawing Approach[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2022, 29(1): 108-118.
- [20] 赵倩,高艳,袁晓光,等. Er 对 Al-Mg-Si-Zr-Er 合金 (T4态)板材性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2023, 43(10): 1395-1399.
 ZHAO Q, GAO Y, YUAN X G, et al. Influence of Er on Properties of Al-Mg-Si-Zr-Er (T4) Alloy Sheets[J].
 Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(10): 1395-1399
- [21] SONG X Y, GAO M Q, YANG B W, et al. Modification and Refinement of Fe-Containing Phases, Mechanical Properties and Strengthening Mechanisms in Al-Fe Alloys via Cr Alloying and Continuous Rheo-Extrusion[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 850: 143557.
- [22] LI Q L, HUANG G J, CAO Y, et al. Microstructure Refinement, Strengthening and Ductilization Mechanisms in Al-Mg-Mn-Er-Zr Alloy with High Mn Content by Friction Stir Processing[J]. Materials Characterization, 2022, 189: 111939.
- [23] CHEN Y, YUAN X, DONG J H, et al. The Nanoscale Mechanisms of Strengthening and Ductility Enhancement in an Al-Mg-Si-Mn Alloy on Processing by High-Pressure Torsion[J]. Materials Characterization, 2023, 203: 113145.
- [24] CHEN C, CHEN Y L, YU J J, et al. Microstructural Evolution and Multi-Mechanism Strengthening Model of Nanocrystalline Al-Mg Alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 983: 173905.
- [25] SUN P, HUANG Y S, SUN L L, et al. Effect of Heat Treatment on Microstructure Evolution, Strengthening Mechanisms and Mechanical Properties of Zn Modified Al-Mg Alloys with Sc and Zr Additions[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 896: 146206.