

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2026.6037

粉末热挤出 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 合金的高温拉伸性能及多尺度析出相演化机制

王蕊^{1,2}, 范文新¹, 莫畏³, 李树奎¹, 余鹏³, 叶曙龙¹

(1. 深圳北理莫斯科大学 材料科学系, 广东 深圳 518172 2. 北京理工大学 材料学院, 北京 100081 3. 深圳艾利佳材料科技有限公司, 广东 深圳 518107)

摘要: 采用气雾化-冷等静压-热挤出工艺制备 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 合金, 并研究其室温至 300 °C 范围内的高温拉伸性能及多尺度析出相演化规律。结果表明, 热挤出态合金形成细小等轴晶组织, 基体中弥散分布微米级 Al₆Mn 相和纳米级 Al₃(Sc, Zr) 析出相, 同时在晶界处存在不连续分布的 MgO 颗粒。室温下, 合金抗拉强度和屈服强度分别为 460.3 MPa 和 422.8 MPa, 伸长率为 3.9%; 当温度升至 200 °C 时获得较优强塑匹配, 其抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 219.8 MPa、200.2 MPa 和 23.8%。组织分析表明, 高温条件下 Al₆Mn 相发生明显粗化, 析出强化作用减弱; 而具有 L1₂ 有序结构与 α-Al 基体保持共格界面的 Al₃(Sc, Zr) 相因 Sc 和 Zr 扩散速率较低, 仍具有较高热稳定性并持续提供强化作用。同时, 晶界处存在少量不连续分布的 MgO 颗粒。多尺度析出相热稳定性的差异是调控该合金高温拉伸行为的主导因素。

关键词: Al-Mn-Mg-Sc-Zr 合金; 粉末热挤出; 高温拉伸; 多尺度析出相; 强化机制

中图分类号: TG146.2+1

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)05-0498-12

High-Temperature Tensile Properties and Multiscale Precipitate Evolution Mechanisms of a Powder Hot-Extruded Al-Mn-Mg-Sc-Zr Alloy

WANG Rui^{1,2}, FAN Wenxin¹, MO Wei³, LI Shukui¹, YU Peng³, YE Shulong¹

(1. Faculty of Materials Science, Shenzhen MSU-BIT University, Shenzhen 518172, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China; 3. Shenzhen ElementPlus Material Technology Co., Ltd., Shenzhen 518107, China)

Abstract: Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloys were fabricated by gas atomization, cold isostatic pressing, and hot extrusion, and their high-temperature tensile properties and multiscale precipitate evolution from room temperature to 300 °C were investigated. The as-extruded alloy has a fine equiaxed grain structure with micron-sized Al₆Mn particles and nanoscale Al₃(Sc, Zr) precipitates dispersed in the matrix, whereas discontinuously distributed MgO particles are present along the grain boundaries. At room temperature, the strength of the alloy is high, with an ultimate tensile strength of 460.3 MPa and a yield strength of 422.8 MPa, but the elongation is limited to 3.9%. At 200 °C, a favourable strength-ductility balance is obtained, with an ultimate tensile strength of 219.8 MPa, a yield strength of 200.2 MPa, and an elongation of 23.8%. Microstructural analysis indicates that the Al₆Mn phase coarsens significantly at elevated temperatures, leading to a weakened strengthening effect. In contrast, the nanoscale Al₃(Sc, Zr) precipitates with an ordered L1₂ structure maintain coherent interfaces with the α-Al matrix and exhibit excellent thermal stability because of the sluggish diffusion of Sc and Zr, thereby continuously contributing to strengthening. Moreover, a small amount of discontinuously distributed MgO particles is present at the grain boundaries. The elevated-temperature tensile behavior of the alloy is governed primarily by the distinct thermal stability of multiscale precipitates.

Key words: Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy; powder hot extrusion; high-temperature tensile properties; multiscale precipitates; strengthening mechanism

收稿日期: 2026-03-12

基金项目: 深圳市重点产业研发计划(ZDCY20250901101204005); 广东省普通高校重点领域专项(2024ZDZX3016)

作者简介: 王蕊, 2001年生, 硕士生。研究方向为粉末冶金高强铝合金设计及应用。Email: 13655357861@163.com

通信作者: 叶曙龙, 1988年生, 博士, 副教授。研究方向为轻质合金及其复合材料的粉末冶金技术。Email: yeshulong@smbu.edu.cn

引用格式: 王蕊, 范文新, 莫畏, 李树奎, 余鹏, 叶曙龙. 粉末热挤出 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 合金的高温拉伸性能及多尺度析出相演化机制[J]. 铸造技术, 2026, 47(5): 498-509.

WANG R, FAN W X, MO W, LI S K, YU P, YE S L. High-temperature tensile properties and multiscale precipitate evolution mechanisms of a powder hot-extruded Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy[J]. Foundry Technology, 2026, 47(5): 498-509.

轻量化结构材料是航空航天、轨道交通及高端装备制造领域的重要发展方向之一^[1-2]。铝合金因低密度、高比强、耐腐蚀及加工性能优异,被广泛用于航空航天和交通运输装备^[3-5]。随着飞行器速度和发动机效率提高,部分结构件的服役环境温度已达到 200~300 °C,局部区域需要短时耐高温^[6]。因此,开发兼具高强度与良好高温稳定性的铝合金材料,已成为轻质结构材料研究的重要方向之一。

Al-Mg-Mn 系铝合金因具有较高的室温强度、良好的焊接性能及优异的耐腐蚀性能,在多领域得到广泛应用^[7]。然而,该类合金在中高温环境下的组织稳定性相对有限,其强化相在较高温度下易发生粗化或相转变,从而导致合金强度明显下降^[8]。因此,通过微合金化调控析出相类型及其热稳定性,被认为是提升 Al-Mg-Mn 系铝合金耐热性能的重要途径之一^[9]。在多种微合金化元素中,复合添加 Sc 和 Zr 被认为是显著提升铝合金热稳定性和再结晶抗力的有效策略^[10-12]。Sc 在 Al 基体中可形成 L1₂ 有序结构的 Al₃Sc 相,该相与 α -Al 基体保持较小晶格失配并呈共格界面,可在较宽温度范围内稳定存在并产生显著析出强化作用^[13-15]。进一步加入 Zr 元素,可形成具有核壳结构的 Al₃(Sc, Zr)析出相,有效降低析出相扩散速率并抑制其粗化过程,显著提高热稳定性^[16-17]。

近年来,关于 Al-Mg-Mn-Sc-Zr 系合金在室温和高温条件下的力学性能及组织演化研究不断开展^[18-19]。已有研究表明,Sc/Zr 复合添加能够显著改善该体系合金的室温及高温综合力学性能,并影响其断裂行为与析出相演化特征^[20-25]。例如,Peng 等^[20]发现 Sc/Zr 协同优化可显著提升 Al-Mg-Mn 合金的室温强度;Algendy 等^[21]指出,在 AA5083 合金中引入 Al-Mn 弥散相与 Al₃(Sc, Zr)析出相后,材料在中高温条件下仍保持较高强度;Ren 等^[22]和 Yang 等^[23]分别在激光粉末床熔融制备的 Al-Mg-Sc-Zr 及 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 合金中观察到较优的高温力学性能;Liu 等^[24-25]则进一步揭示了该体系合金在不同温度下的断裂行为及粗大含 Mn 弥散相对裂纹萌生的影响。总体来看,析出相热稳定性及其演化行为是决定 Al-Mg-Mn-Sc-Zr 系合金高温性能的关键因素。

目前,Al-Mg-Mn-Sc-Zr 系合金的研究仍主要集中在传统铸造、轧制或增材制造工艺,而针对粉末冶金结合热挤出成形工艺的系统研究相对较少。相比传统工艺,粉末冶金具有快速凝固、成分均匀性好及近净成形等优势^[26-28]。雾化法制粉过程中较高的冷却速率可显著细化晶粒并抑制宏观偏析;随后

通过冷等静压和热挤出致密化过程,粉末颗粒在热—力耦合作用下可发生动态再结晶及原位析出,形成细晶组织与多尺度析出相共存的复合微结构^[29-31]。然而,目前关于该类粉末冶金 Al-Mg-Mn-Sc-Zr 合金中多尺度析出相的演化规律及其对高温力学性能的影响机制仍缺乏系统研究。

基于此,本文采用雾化—冷等静压—热挤出工艺制备 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 合金,通过高温拉伸试验系统研究其室温至 300 °C 范围内的力学性能变化规律,并结合多种表征手段分析其微观组织演变。重点探讨 Al₆Mn 相与 Al₃(Sc, Zr)相在高温条件下的稳定性差异及其对强化机制的影响,以期为耐热高强 Al-Mg-Mn 系粉末冶金合金的成分设计和工艺优化提供理论依据。

1 实验材料与方法

实验原料为雾化法制备的 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 预合金粉末,其化学成分见表 1。将预合金粉末在 250 MPa 条件下冷等静压 10 min,制得压坯;随后用铝箔将压坯包覆后置于马弗炉中,在 450 °C 保温 1 h;最后在 450 °C 下进行热挤出,制得直径为 10 mm 的棒材,挤压比为 16:1。

表1 雾化Al-Mn-Mg-Sc-Zr合金粉末的化学成分
Tab.1 Chemical compositions of gas-atomized Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy powders

(mass fraction/%)					
Element	Mn	Mg	Sc	Zr	Al
Content	5.5	2.7	1.0	0.9	Bal.

采用 X 射线衍射仪(XRD, Rigaku SmartLab)进行物相分析,测试条件为 Cu-K α 辐射,扫描速度 5 °/min,步长 0.02°,扫描范围 10°~100°。采用光学显微镜(OM, Zeiss Axio Imager M2m)和场发射扫描电子显微镜(SEM, Zeiss Gemini SEM 300)观察样品显微组织及断口形貌。SEM 配备能量色散谱仪(EDS, Oxford Instruments Ultim Max 65)和电子背散射衍射系统(EBSD, Oxford Instruments Symmetry S2),用于元素分布与晶体学表征。EBSD 试样经机械研磨后,采用氩离子抛光仪(AIP, Phenom SEMPrep2)进行表面处理。采用透射电子显微镜(TEM, FEI Talos F200X)进行纳米析出相形貌、成分及晶体结构分析;TEM 试样采用双喷电解法制备,电解液为 10%高氯酸+90%(体积分数)乙醇,电解温度为 -30 °C。

拉伸试验在万能试验机(Instron 8032)上进行,测试温度分别为室温(room temperature, RT)、100、200 和 300 °C,拉伸速率为 0.2 mm/min。拉伸试样采用

线切割加工,其尺寸如图 1 所示。采用差示扫描量热仪(DSC, TA SDT650)在氩气气氛下进行热分析,测试温度范围为室温至450 °C,升温速率为10 °C/min。采用激光粒度仪(OMEC Topsizer)测定预合金粉末粒度分布;采用显微硬度仪(Struers Duramin 40 A3)在载荷 500 g、保载 10 s 条件下测试硬度;采用氧氮氢分析仪(Leco ONH 836)测定氧含量;采用密度天平(Sartorius BCE224I-ICCN)测定样品实际密度 ρ ,并以挤出态合金经热等静压处理后测得的密度作为理论密度($\rho_0=2.76 \text{ g/cm}^3$),相对密度 ρ_{rel} 通过下式计算:

$$\rho_{rel}=\rho/\rho_0\times 100\% \quad (1)$$

2 实验结果及讨论

2.1 合金粉末初始组织特征

对气雾化 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 预合金粉末的初始组织进行了表征。图 2a 显示,粉末整体呈球形或近球形,少量颗粒表面附有卫星粉;图 2c 表明其粒径分布较集中, D_{10} 、 D_{50} 、 D_{90} 分别为 63.54、95.91、145.55 μm 。

由图 2b 可见,单颗粉末截面中存在针状或短棒状析出相团簇,说明快速凝固过程中已有部分 Mn、Sc、Zr 相关相原位析出。EBSD 结果(图 2d~f)表

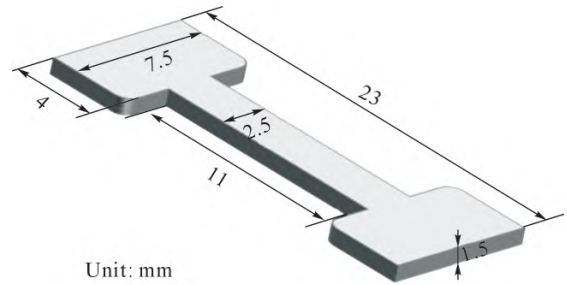


图 1 拉伸试样尺寸示意图

Fig.1 Schematic illustration of the tensile sample geometry

明,粉末内部主要由细小等轴晶和少量柱状晶组成,平均晶粒尺寸约为 0.99 μm 。相分析及图 3 中的 SEM-BSE/EDS 结果表明,粉末中存在少量 Al_6Mn 和 Al_3Sc 相。因此,气雾化粉末在热挤出前已形成细晶组织与析出相共存的初始组织状态。

2.2 高温拉伸性能

热挤出 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 合金在不同温度下的拉伸性能见表 2 和图 4。在 RT 条件下,合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为(460.3±9.0) MPa、(422.8±3.0) MPa 和(3.9±0.7)%,表现出典型的高强低塑特征。该结果表明,热挤出后合金内部已建立起较强的组织强化基础,包括细晶强化、多尺度析出强

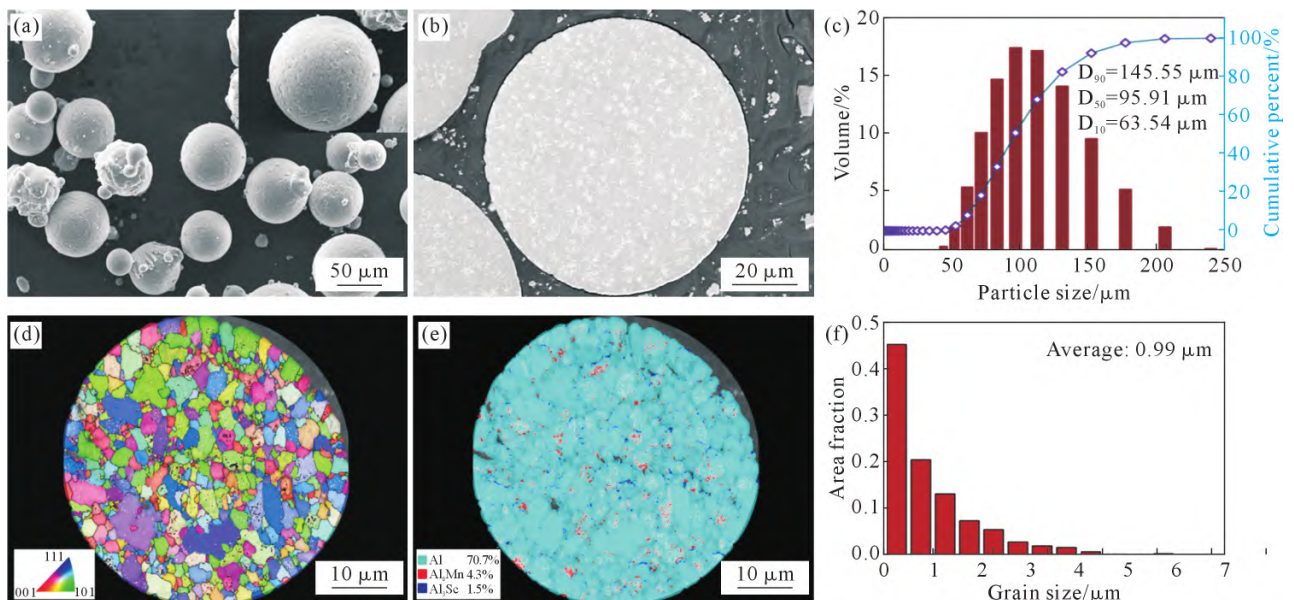


图 2 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 预合金粉末的形貌、粒径分布及 EBSD 分析结果:(a) SEM 形貌;(b) 截面 SEM 形貌;(c) 粒径分布;(d) 晶界分布图;(e) 相分布图;(f) 晶粒尺寸分布

Fig.2 Morphology, particle size distribution and EBSD results of Al-Mn-Mg-Sc-Zr prealloyed powders: (a) SEM image; (b) cross-sectional SEM image; (c) particle size distribution; (d) grain boundary map; (e) phase map; (f) grain size distribution

表2 Al-Mn-Mg-Sc-Zr合金不同拉伸温度下的力学性能、相对密度及氧含量

Tab.2 Mechanical properties, relative density and oxygen content of Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloys at different tensile temperatures

Temperature/°C	UTS/MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	Elongation/%	Relative density/%	Oxygen/ $\times 10^{-6}$
RT	460.3±9.0	422.8±3.0	3.9±0.7	99.7	201±11
100	408.6±4.8	381.8±8.3	5.2±1.3	99.5	228±47
200	219.8±0.2	200.2±0.6	23.8±3.4	99.2	663±29
300	118.4±5.9	112.4±5.5	35.3±4.1	98.1	851±45

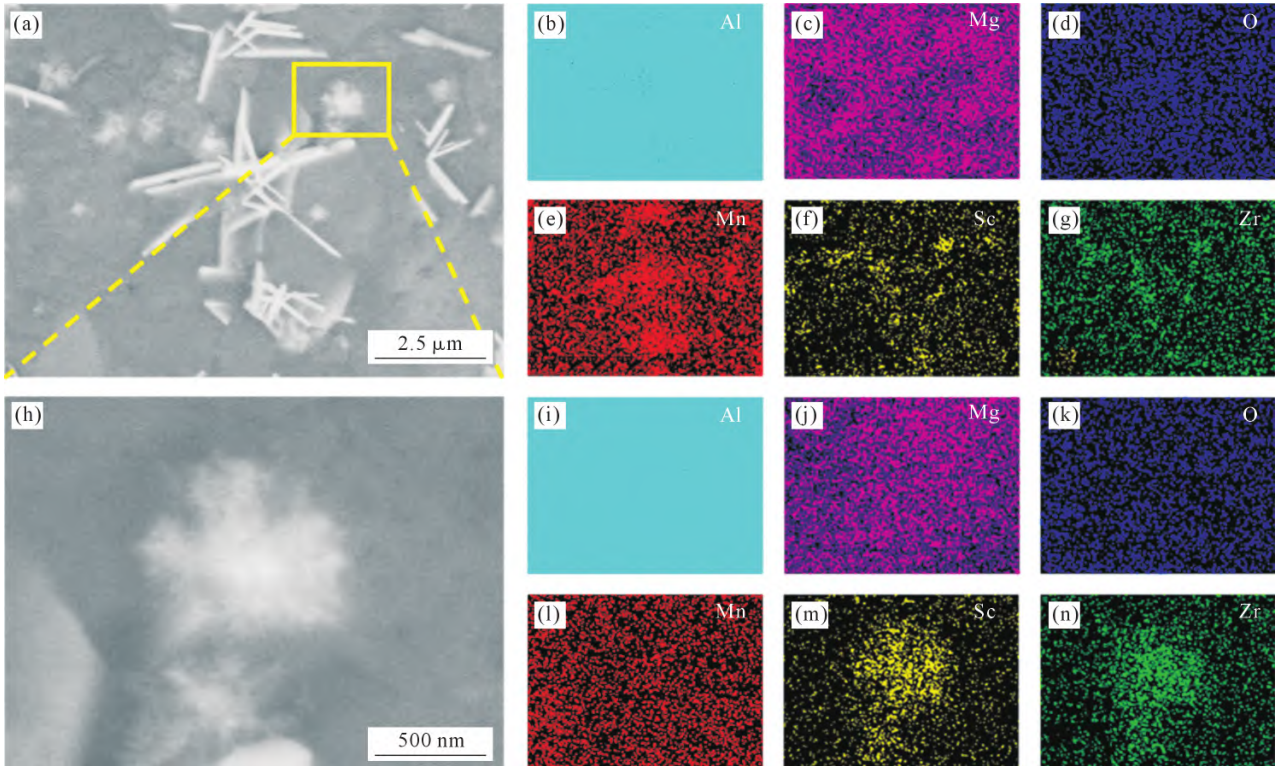


图3 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 预合金粉末的 BSE 图和 EDS 面扫描结果:(a) 粉末截面 BSE 图;(b~g) 相应截面的 Al、Mg、O、Mn、Sc、Zr 元素分布图;(h) 选区放大图;(i~n) 放大区域的 Al、Mg、O、Mn、Sc、Zr 元素分布图

Fig.3 BSE images and EDS elemental mapping results of Al-Mn-Mg-Sc-Zr prealloyed powders: (a) cross-sectional BSE image; (b~g) elemental distribution maps of Al, Mg, O, Mn, Sc, Zr for the corresponding cross-section; (h) magnified view of the selected area; (i~n) elemental distribution maps of Al, Mg, O, Mn, Sc, Zr for the corresponding magnified area

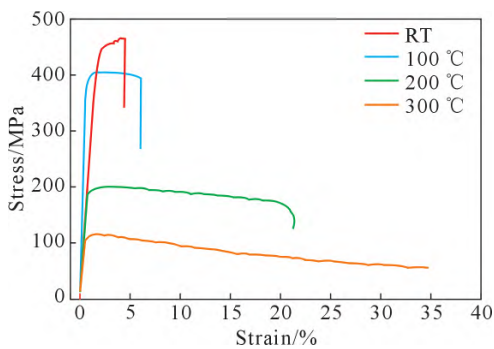


图4 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 合金不同温度下的拉伸应力—应变曲线

Fig.4 Tensile stress-strain curves of the Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy at different temperatures

化以及较高的位错密度贡献。随着拉伸温度升高至 100 °C, 合金抗拉强度和屈服强度分别降至(408.6±4.8) MPa 和(381.8±8.3) MPa, 而伸长率仅小幅提高至(5.2±1.3)%, 说明在该温度区间内基体发生了一定程度的热软化, 但主要强化单元尚未出现显著失稳, 整体仍保持较高的变形抗力。当拉伸温度进一步升高至 200 °C 时, 合金的抗拉强度和屈服强度分别降至(219.8±0.2) MPa 和(200.2±0.6) MPa, 但伸长率显著提高至(23.8±3.4)%, 表现出较优的强塑匹配。温度升高至 300 °C 后, 抗拉强度和屈服强度进一步降低至(118.4±5.9) MPa 和(112.4±5.5) MPa, 而伸长率提

高至(35.3±4.1)%, 表明材料进入以热激活塑性变形为主导的变形阶段。

由图 4 可见, 不同温度下的工程应力—应变曲线均表现出明显的温度敏感性。随着温度升高, 曲线的屈服阶段和均匀变形阶段逐渐向低应力方向移动, 而断裂应变明显增大。这种演变规律反映出以下几个方面的耦合作用: ①温度升高降低了位错滑移的临界剪切应力, 促进位错交滑移和攀移, 使塑性变形更易发生; ②高温条件下部分析出相发生粗化或界面相干性降低, 削弱了对位错运动的阻碍作用; ③基体回复和局部组织调整降低了变形过程中的应力集中, 从而延缓了宏观裂纹失稳扩展。需要指出的是, 200 °C 下合金表现出较优的强塑匹配, 并非单纯由基体热软化所致, 而是来源于不同强化单元在该温度区间内的差异化响应。一方面, Al₆Mn 相发生一定程度粗化, 颗粒尺寸增大、数密度下降, 使其对位错运动的阻碍作用减弱, 从而降低变形抗力并提高塑性; 另一方面, 纳米级 Al₃(Sc, Zr) 相由于具有更高的热稳定性, 仍能保持较强的析出强化能力和组织钉扎能力。因此, 200 °C 可视为该合金由室温高强低塑状态向中温强塑协同状态转变的关键温区, 其力学行为本质上体现为“粗化软化”与“稳定析出强化”之间的动态平衡。

此外,表2中氧含量随测试温度升高而增加,相对密度略有下降,说明在高温处理及拉伸过程中界面氧化和局部损伤累积可能有所增强。这一变化虽然不是决定强度变化的唯一因素,但会通过影响晶界状态、界面结合和裂纹萌生行为,对高温力学性能产生附加作用。

2.3 XRD 物相演变及其热稳定性分析

不同状态样品的 XRD 谱如图 5 所示。所有样品的主衍射峰均来源于面心立方 α -Al 基体,同时可检测到较弱的 Al_6Mn 、 Al_3Sc 及 MgO 相关衍射峰。由于第二相体积分数较低,且部分纳米析出相与基体晶格参数相近,其衍射峰强度整体较弱,这与 SEM/TEM 观察结果一致。

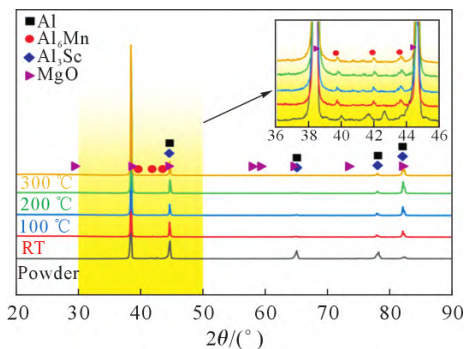


图 5 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 粉末及不同状态合金的 XRD 谱
Fig.5 XRD patterns of Al-Mn-Mg-Sc-Zr powders and alloys under different conditions

与原始粉末相比,热挤出后样品中 Al_6Mn 相关峰强有所增强,表明热挤出过程中发生了进一步析出或已有 Al_6Mn 相的长大。考虑到热挤出温度达

到 450 °C,在较高温度和较大塑性变形共同作用下, Mn 原子扩散能力提高,促使部分过饱和固溶原子向已有颗粒迁移,导致 Al_6Mn 相析出和粗化程度增加。相比之下, Al_3Sc 或 $Al_3(Sc, Zr)$ 相关峰与 α -Al 基体峰存在较强重叠,这与其 $L1_2$ 有序结构及与基体较小的晶格失配密切相关,也从侧面反映了该类析出相与基体之间较好的晶体学匹配关系。此外,样品中检测到 MgO 峰,说明在粉末制备、热挤出或后续高温暴露过程中存在一定程度的氧化。该 MgO 的形成与 Mg 元素较高的化学活性及界面扩散行为有关。

随着热处理或拉伸温度的升高, α -Al 基体衍射峰逐渐变尖、半高宽减小,表明样品内部发生了回复、位错密度降低以及一定程度的晶粒长大。换言之,XRD 结果从晶体结构层面揭示出两类不同的热响应过程:一类是 Al 基体的回复和晶粒粗化;另一类是 Al_6Mn 与 $Al_3(Sc, Zr)$ 析出相在热稳定性上的差异化演变。前者导致基体变形抗力下降,后者则决定了析出强化效应在高温下的保留程度。

2.4 微观组织演变及高温稳定性

为进一步揭示高温拉伸性能变化的显微组织基础,对不同状态样品进行了 OM、SEM 和 EBSD 分析。由图 6 可知,热挤出态合金整体呈现均匀细小的等轴晶组织,说明材料在热挤出过程中发生了较充分的动态再结晶。与铸态材料中常见的枝晶偏析和粗大第二相相比,粉末热挤出工艺显著提高了组织均匀性,这也是该合金在室温下获得较高强度的重要前提。在 OM 图中可见,晶内存在弥散分布的析

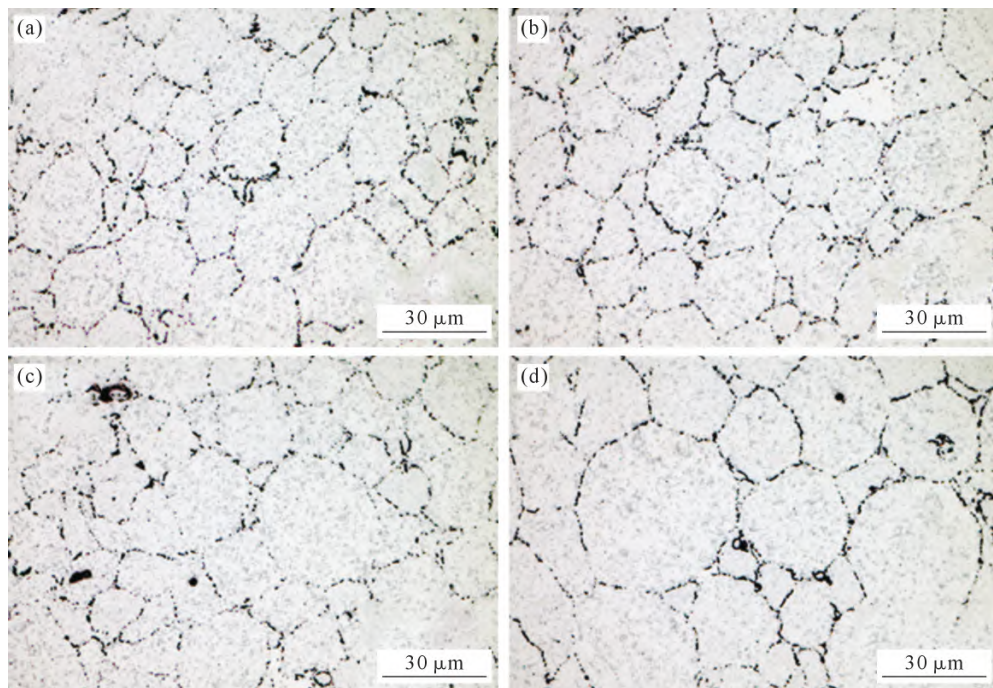


图 6 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 合金不同拉伸温度下 OM 形貌:(a) RT;(b) 100 °C;(c) 200 °C;(d) 300 °C
Fig.6 OM micrographs of the Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy at different tensile temperatures: (a) RT; (b) 100 °C; (c) 200 °C; (d) 300 °C

出相,晶界处则存在不连续分布的黑色颗粒。随着拉伸温度升高,晶粒逐渐长大,晶内析出相团簇略有粗化,晶界黑色颗粒的连续性有所增强。这说明中高温变形过程中材料并未发生突发式组织失稳,而是经历了相对渐进的晶粒粗化与析出相 Ostwald 熟化过程。

图 7 所示 SEM-BSE 及 EDS 结果进一步揭示了多尺度析出相的空间分布特征。热挤出态合金中存在两类典型强化相:一类为富 Mn 的微米级 Al_6Mn 相,数量较多且分布较广;另一类为富 Sc、Zr 的纳米级 $Al_3(Sc, Zr)$ 相,主要弥散于基体中,部分可能分布于较大颗粒边缘或界面附近。前者主要通过颗粒阻碍位错滑移和影响局部应变分配发挥作用,后者则更多依赖其纳米尺度和共格界面带来的高效析出强化。200 °C 拉伸后, Al_6Mn 相出现明显粗化和局部聚集现象,说明高温条件下 Mn 原子的扩散与 Ostwald 熟化过程已经较为显著。颗粒粗化意味着单位体积内有效障碍点数量下降,从而削弱了对位错运动的钉扎能力,这是合金强度下降的重要原因之一。相比之下, $Al_3(Sc, Zr)$ 相由于 Sc 和 Zr 在 $\alpha-Al$ 中的扩散速率远低于 Mn 和 Mg,在 200 °C 条件下仍能保持纳米尺度和较高相干性,因而其强化贡献衰减相对缓慢。

图 8 的 EBSD 结果表明,热挤出态合金晶粒取向分布较为随机,无显著织构,热挤出过程中动态再结晶较为充分。200 °C 拉伸后,晶粒尺寸虽略有增

大,但整体仍保持等轴晶特征,未出现异常晶粒长大现象,表明该合金在中温条件下具有较好的组织稳定性。相分布图显示, Al_6Mn 相主要位于晶界附近,少量存在于晶内;而 $Al_3Sc/Al_3(Sc, Zr)$ 相由于尺寸小、衍射特征与基体接近,在 EBSD 条件下难以精确区分。这一结果也说明对于纳米尺度析出相的准确识别,仍需依赖 TEM 的高空间分辨分析。从组织演变规律看,热挤出 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 合金在高温变形过程中主要经历以下几个相互耦合的过程:① Al 基体发生回复和适度晶粒粗化,导致变形抗力下降;② Al_6Mn 相发生明显熟化粗化,析出强化作用逐渐衰减;③ $Al_3(Sc, Zr)$ 相保持相对稳定,对组织和性能仍持续发挥强化与钉扎作用;④ 晶界氧化物对晶界的局部变形协调能力有一定影响。这些组织过程共同决定了该合金在不同温度下的力学响应。

2.5 断裂行为及温度相关失效机制

为分析合金在不同温度下的断裂方式及其与组织演变的对应关系,对拉伸断口进行了 SEM 观察,如图 9 所示。室温断口主要表现为较明显的解理台阶、河流花样以及少量浅小韧窝,整体呈现以脆性开裂为主的断裂特征。这与室温下较高强度和较低伸长率相对应,说明在高密度强化相和细晶组织共同作用下,材料虽具备较高承载能力,但局部应变协调能力不足,裂纹一旦萌生便易沿特定晶体学解理面快速扩展。当温度升高至 200 °C 时,断口

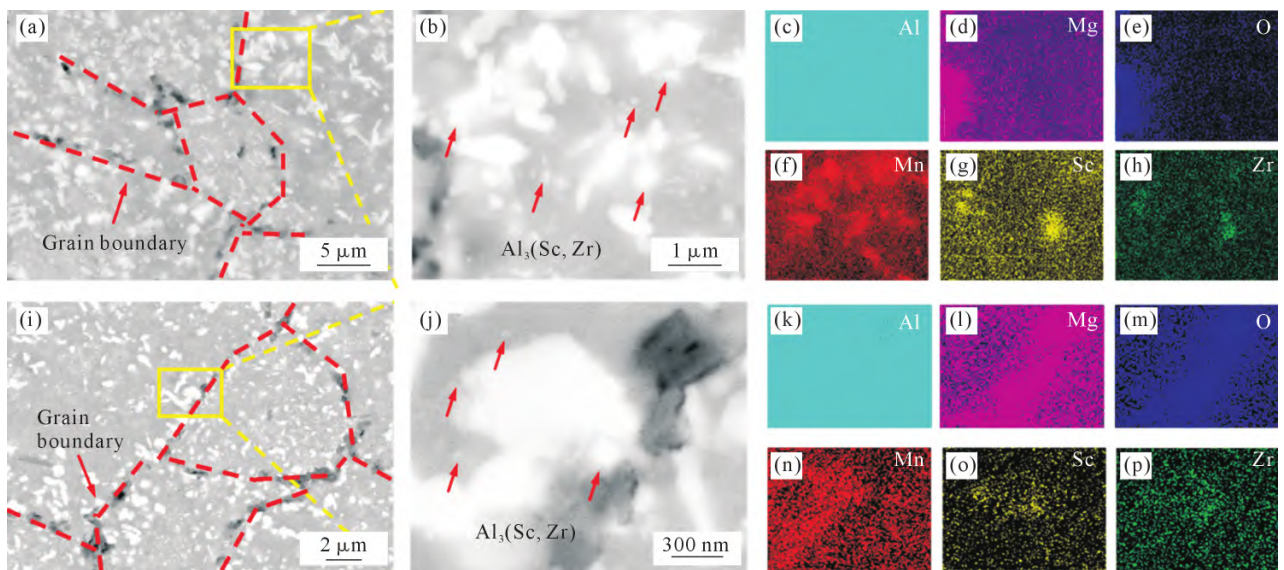


图 7 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 合金不同状态样品的 SEM-BSE 及 EDS 分析结果:(a) RT 样品 SEM-BSE 图;(b) 对应选区放大图;(c-h) RT 样品中 Al、Mg、O、Mn、Sc、Zr 元素分布图;(i) 200 °C 样品 SEM-BSE 图;(j) 对应选区放大图;(k-p) 200 °C 样品中 Al、Mg、O、Mn、Sc、Zr 元素分布

Fig.7 SEM-BSE images and EDS analysis results of the Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy under different conditions: (a) SEM-BSE image of the RT sample; (b) corresponding magnified view; (c-h) elemental distribution maps of Al, Mn, O, Mg, Sc, and Zr for the RT sample; (i) SEM-BSE image of the sample tested at 200 °C; (j) corresponding magnified view; (k-p) elemental distribution maps of Al, Mn, O, Mg, Sc, and Zr for the sample tested at 200 °C

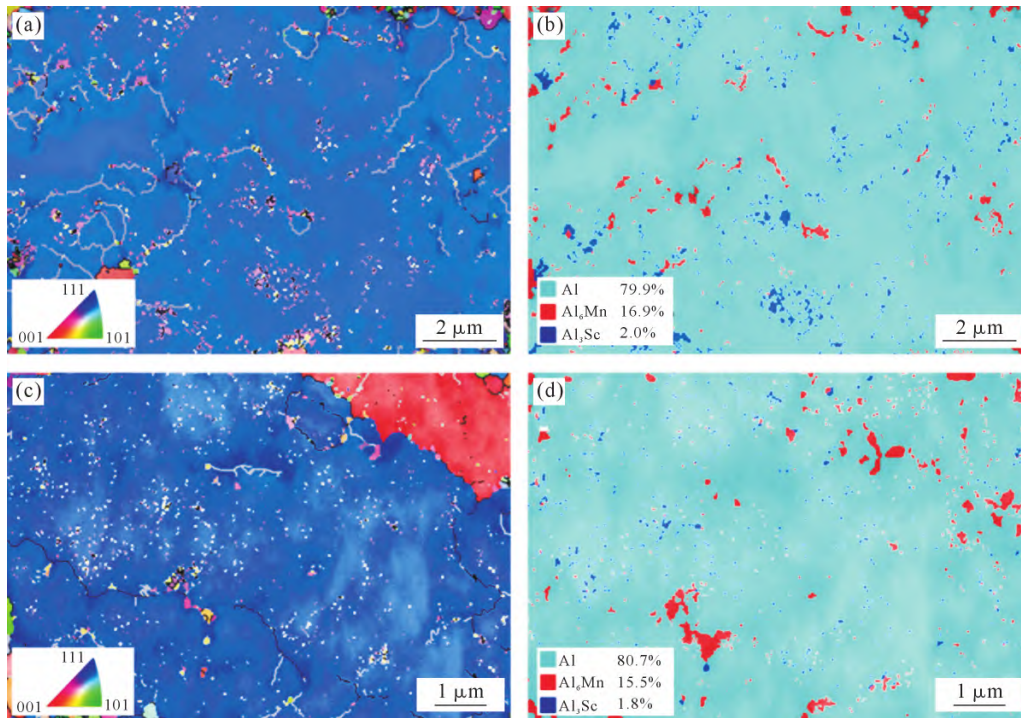


图 8 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 合金不同状态样品的 EBSD 结果:(a) RT 样品的 IPF 图;(b) RT 样品相分布图;(c) 200 °C 样品的 IPF 图;(d) 200 °C 样品相分布

Fig.8 EBSD results of the Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy under different conditions: (a) IPF map of the RT sample; (b) phase map of the RT sample; (c) IPF map of the sample tested at 200 °C; (d) phase map of the sample tested at 200 °C

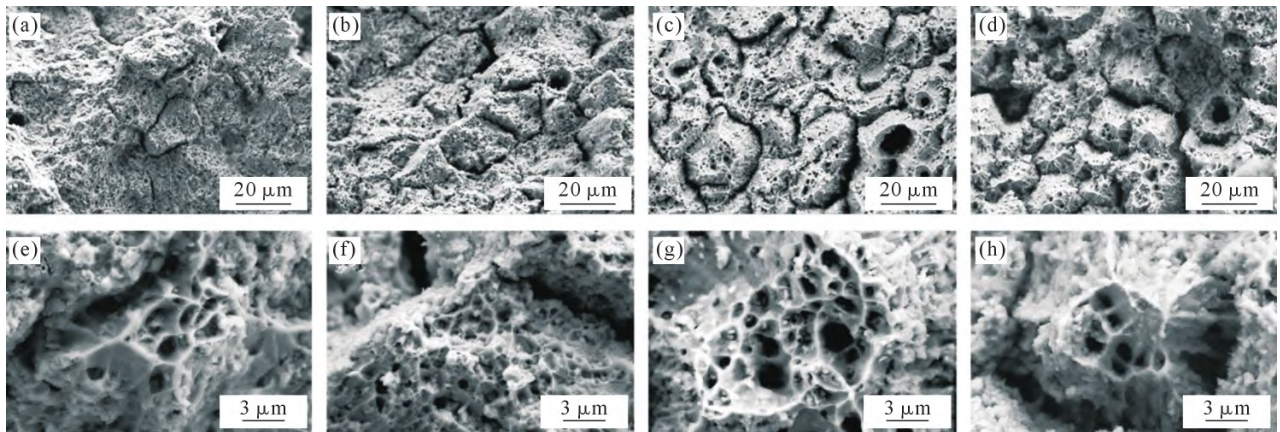


图 9 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 合金不同拉伸温度下的断口形貌:(a) RT, 低倍;(b) 100 °C, 低倍;(c) 200 °C, 低倍;(d) 300 °C, 低倍;(e) RT, 高倍;(f) 100 °C, 高倍;(g) 200 °C, 高倍;(h) 300 °C, 高倍

Fig.9 Fracture morphologies of the Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy at different tensile temperatures: (a) RT, low magnification; (b) 100 °C, low magnification; (c) 200 °C, low magnification; (d) 300 °C, low magnification; (e) RT, high magnification; (f) 100 °C, high magnification; (g) 200 °C, high magnification; (h) 300 °C, high magnification

形貌发生明显转变,出现大量均匀分布的等轴韧窝,表现出典型的韧性断裂特征。韧窝的形成说明高温条件下微孔形核、长大与聚合成为主要失效方式。其原因在于:一方面,温度升高促进位错攀移和交滑移,增强了塑性耗能能力;另一方面,Al₆Mn 相粗化使局部应力集中程度有所缓和,从而有利于材料在断裂前积累更大的均匀塑性变形。当温度进一步升高至 300 °C 时,韧窝尺寸进一步增大,同时局部区域出现晶界裸露及沿晶开裂迹象,表明断裂机制由单一韧性断裂逐渐转变为韧性撕裂与局部沿晶失效并存的混合断裂模式。这说明在更高温度下,晶界相对

强度下降、界面氧化物和粗化相对局部晶界连续性产生不利影响,裂纹更易沿晶界萌生和扩展。

因此,断裂模式随温度升高呈现出由脆性断裂向韧性断裂再向混合断裂演变的规律。其本质在于材料内部不同变形与损伤机制的竞争:室温下,强化相和细晶结构主导高强度,但塑性协调不足;中温下,热激活塑性变形明显增强,材料主要通过微孔损伤吸收变形能;更高温度下,虽然塑性进一步提高,但晶界弱化与局部损伤源的累积使沿晶开裂倾向增强。该演化规律与宏观力学性能的变化趋势具有良好一致性。

2.6 析出相表征与高温强化机制

为了进一步阐明合金在热挤出及高温拉伸过程中的析出行为与界面反应特征,并揭示其对高温力学性能的影响机制,对原始粉末及热挤出态样品进行了 DSC 热分析,如图 10 所示。结果表明,原始粉末在约 260.9 °C 附近出现明显热效应峰。结合 XRD 及 EDS 结果分析,该热效应可能与 Mg 相关氧化反应或界面反应过程有关。在雾化制粉过程中,由于 Mg 具有较高的化学活性,其在高温熔融合金液滴与保护气氛中微量氧接触时易优先氧化,进而在粉末表面形成富 Mg 氧化物。相比之下,热挤出态样品在整个测试温区内未出现明显热效应峰,说明在 450 °C 热挤出过程中材料已经历了较为充分的组织调整与界面反应过程。结合 EDS 在晶界处观察到的 Mg-O 富集现象,可以认为 MgO 主要来源于制粉及后续热加工过程中 Mg 元素的优先氧化,并在后续致密化过程中沿颗粒界面或晶界呈不连续分布。

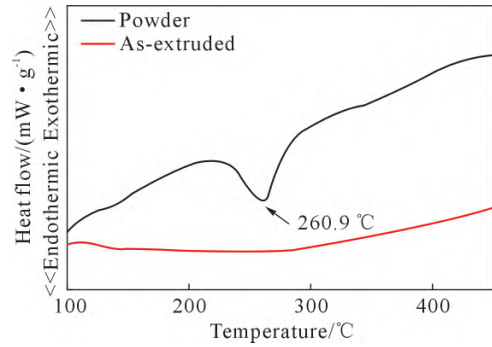


图 10 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 粉末及热挤出态合金的 DSC 曲线
Fig.10 DSC curves of the Al-Mn-Mg-Sc-Zr powders and the as-extruded alloy

为了进一步明确析出相的类型及其空间分布特征,对 200 °C 拉伸后的样品进行了 TEM 表征,结果如图 11 所示。从低倍明场像可以观察到,合金基体中存在高密度的析出相颗粒,既包括尺寸为亚微米级的粗大颗粒,也包括弥散分布于晶内的纳米级析出相。EDS 面扫描结果显示,较大颗粒区域主要

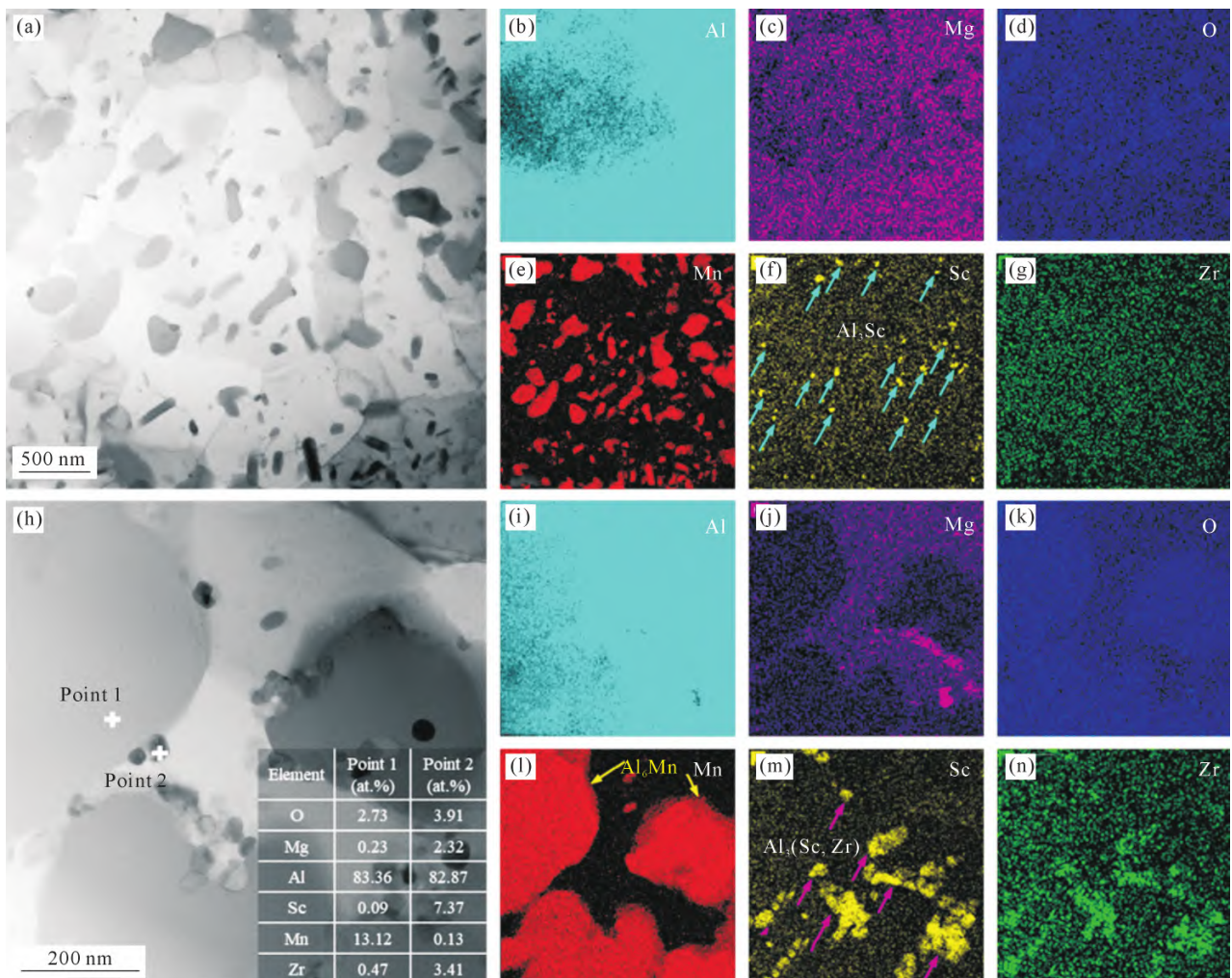


图 11 200 °C 拉伸后 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 合金的 TEM 分析结果:(a) 低倍明场像;(b~g) 低倍图像的 Al、Mg、O、Mn、Sc、Zr 元素分布;(h) 高倍明场像;(i~n) 高倍图像的 Al、Mg、O、Mn、Sc、Zr 元素分布

Fig.11 TEM analysis results of the Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy after tensile testing at 200 °C: (a) low-magnification bright-field image; (b~g) elemental distribution maps of Al, Mn, O, Mg, Sc, and Zr in the low-magnification image; (h) high-magnification bright-field image; (i~n) elemental distribution maps of Al, Mn, O, Mg, Sc, and Zr in the high-magnification image

富集 Mn 元素,对应 Al_6Mn 相;而纳米尺度区域则存在明显的 Sc 和 Zr 元素富集,对应 $Al_3(Sc,Zr)$ 析出相。相比热挤出态样品,200 °C 拉伸后 Al_6Mn 相的尺寸有所增大,说明在中温变形过程中 Mn 原子的扩散与颗粒熟化已经发生,从而导致该相发生一定程度的粗化。颗粒尺寸的增大意味着单位体积内有效强化相数量减少,位错运动的平均障碍间距增大,因此其析出强化能力相应减弱,这也是合金在 200 °C 时强度较室温明显下降的重要原因之一。图 11 的 EDS 结果表明,晶界附近存在少量 MgO 颗粒。结合其分布位置推测,该类氧化物可能对局部晶界状态及裂纹萌生产生一定影响,但考虑到其含量较低,不是主导高温组织稳定性和力学性能演变的关键因素。

进一步的高分辨 TEM 分析结果如图 12 所示。图 12b 和 c 分别为 Al_6Mn 相的高角环形暗场成像(HAADF)及其傅里叶变换(FFT)图。标定结果表明,该相为正交结构 Al_6Mn ,与 $\alpha-Al$ 基体之间呈半共格界面关系: $(020)Al/(040)Al_6Mn$ 。在晶界面附近可以观察到数纳米宽的原子排列过渡区域,该区域通过局部晶格畸变来协调两相之间的晶格失配,从而降低界面能并提高界面结合稳定性。然而,由于 Al_6Mn

相尺寸通常达到微米或亚微米级,其强化作用主要来源于颗粒对位错运动的阻碍作用。当颗粒发生粗化后,其颗粒间距增大,位错更容易绕过或跨越颗粒实现滑移,从而导致强化效果明显下降。

与 Al_6Mn 相相比,纳米级 $Al_3(Sc,Zr)$ 析出相表现出截然不同的结构特征和强化机制。图 12e 和 f 显示,该析出相具有典型的 $L1_2$ 有序结构,并与 $\alpha-Al$ 基体保持完全共格界面关系: $(002)Al/(002)Al_3(Sc,Zr)$, $(1-11)Al/(1-11)Al_3(Sc,Zr)$ 和 $(-111)Al/(-111)Al_3(Sc,Zr)$ 。由于 Sc 和 Zr 原子半径与 Al 接近,该相晶格常数(4.10 Å)与基体(4.04 Å)之间的错配度极小,从而能够在基体中稳定存在并形成明显的共格应变场。该应变场能够有效阻碍位错运动,使位错在穿越或绕过析出相时需要更高的临界剪切应力,从而产生显著的析出强化效应。此外, $Al_3(Sc,Zr)$ 析出相通常呈现核壳结构,其中 Sc 富集于核心区域,而 Zr 则富集于外围壳层。Zr 原子的存在能够显著降低析出相界面扩散速率,从而抑制析出相的粗化过程并提高其热稳定性。因此,即使在 200 °C 条件下,该类纳米析出相仍能保持较小尺寸并持续发挥强化作用。

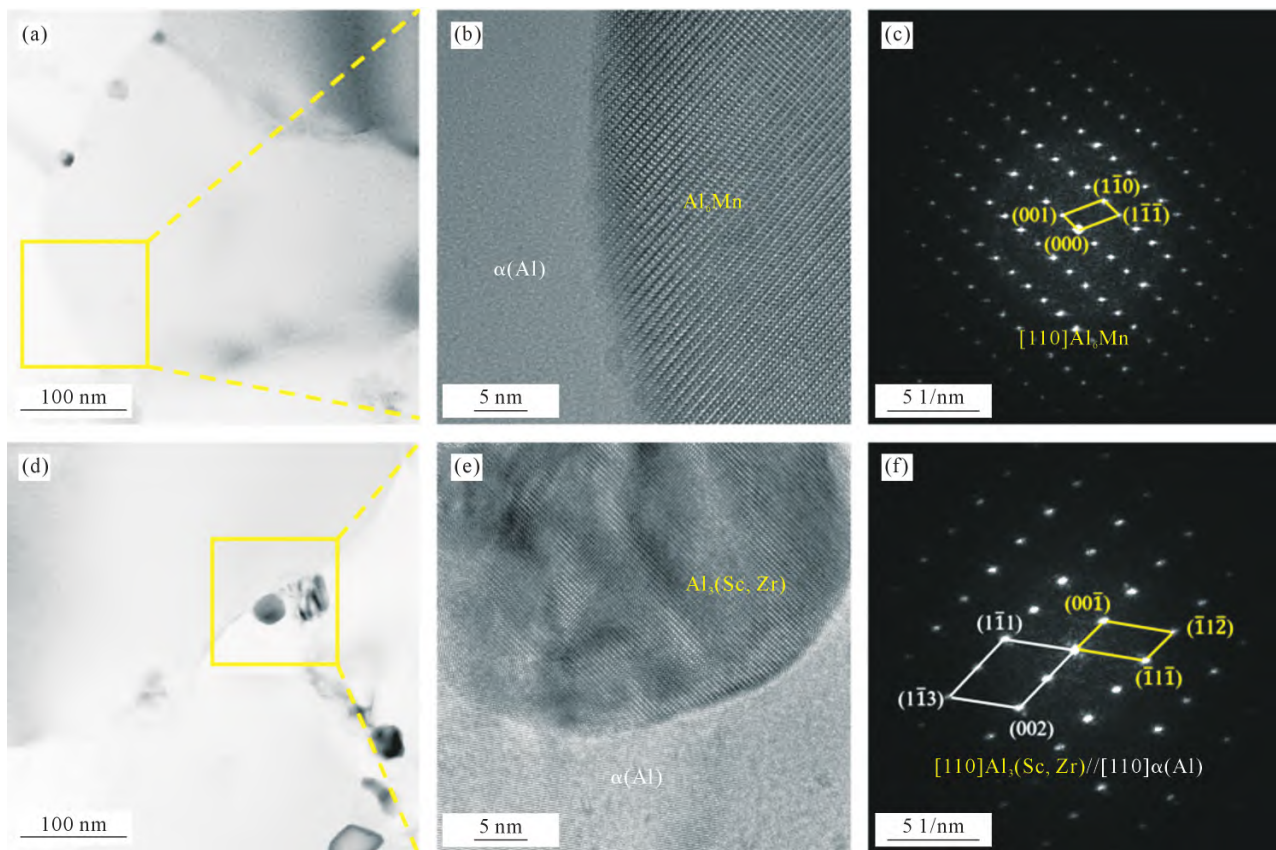


图 12 200 °C 拉伸后 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 合金中析出相的 TEM 表征:(a) Al_6Mn 相明场像;(b) Al_6Mn 相 HAADF 像;(c) Al_6Mn 相 FFT 图;(d) $Al_3(Sc,Zr)$ 相明场像;(e) $Al_3(Sc,Zr)$ 相 HAADF 像;(f) $Al_3(Sc,Zr)$ 相 FFT 图

Fig.12 TEM characterization of Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy precipitates after tensile testing at 200 °C: (a) bright-field image of Al_6Mn precipitates; (b) HAADF image of Al_6Mn precipitates; (c) FFT pattern of $Al_3(Sc,Zr)$ precipitates; (e) HAADF image of $Al_3(Sc,Zr)$ precipitates; (f) FFT pattern of $Al_3(Sc,Zr)$ precipitates

2.7 多尺度析出相调控的高温强化机制

基于前文对显微组织演变、多尺度析出相结构特征及高温拉伸行为的系统分析,可建立 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 合金在不同温度条件下的强化机制模型,如图 13 所示。该合金的强化来源主要包括细晶强化、析出强化及晶界钉扎效应,不同强化机制在不同温度区间内的贡献存在显著差异。

在室温条件下,热挤出过程中形成的细小等轴晶组织显著提高了晶界密度,从而产生明显的细晶强化作用。同时,基体中弥散分布的微米级 Al_6Mn 颗粒通过颗粒强化机制对位错滑移产生阻碍作用。当位错运动至该类颗粒附近时,需要通过绕过或跨越颗粒的方式继续滑移,因此提高了材料的屈服强度。此外,纳米级 $Al_3(Sc, Zr)$ 析出相与 $\alpha-Al$ 基体之间保持共格界面,其周围形成的共格应变场能够显著增加位错切过析出相所需的应力,从而产生强烈的析出强化效应。上述多种强化机制协同作用,使得合金在室温条件下表现出较高的强度水平。

当温度升高至约 $200\text{ }^\circ\text{C}$ 时,材料内部强化机制发生明显变化。由于 Mn 在 Al 基体中的扩散能力增强, Al_6Mn 相开始发生 Ostwald 熟化,颗粒尺寸逐渐增大、数密度降低,从而导致颗粒强化效应减弱。然而,由于 Sc 和 Zr 在 Al 中的扩散速率较低,纳米级 $Al_3(Sc, Zr)$ 析出相仍能保持稳定尺寸,并继续提供有效的析出强化作用。此外,高温条件下位错攀移和交滑移等热激活变形机制更易发生,使材料能够通过更多的塑性变形方式释放局部应力集中。因此,在该温度区间内,尽管合金强度有所下降,但塑性显著提高,从而形成较优的强塑匹配。

当温度进一步升高至 $300\text{ }^\circ\text{C}$ 及以上时,基体回

复和晶界滑移逐渐成为主导变形机制,材料整体变形抗力明显降低。同时, Al_6Mn 相进一步粗化,其强化贡献持续减弱。虽然 $Al_3(Sc, Zr)$ 析出相仍具有一定热稳定性,但其强化效应已不足以抵消基体软化和晶界弱化带来的强度下降。晶界处不连续分布的 MgO 颗粒作为次要界面特征,可能对局部晶界起到钉扎作用,从而对其协调变形及裂纹萌生行为产生一定影响。

因此,从整体上看,该合金在中高温条件下的力学性能演变主要受多尺度析出相热稳定性差异与晶界界面结构协同作用控制。其中,微米级 Al_6Mn 相在高温下的粗化行为是导致强度下降的重要因素,而纳米级 $Al_3(Sc, Zr)$ 析出相的高热稳定性则是材料在 $200\text{ }^\circ\text{C}$ 条件下仍能够保持一定强度的关键原因。晶界氧化物颗粒则影响晶界协调变形,对材料的组织稳定性和断裂行为产生综合影响。

3 结论

(1) 气雾化 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 预合金粉末内部形成细晶组织并含有少量初生析出相。经 $450\text{ }^\circ\text{C}$ 热挤出致密化后,合金形成细小等轴晶组织,基体中弥散分布微米级 Al_6Mn 相和纳米级 $Al_3(Sc, Zr)$ 析出相,同时在晶界处形成不连续分布的 MgO 颗粒。

(2) 热挤出态合金在室温下表现出较高强度,其抗拉强度和屈服强度分别达到 460.3 和 422.8 MPa ,而伸长率为 3.9% 。随着拉伸温度升高,合金强度逐渐降低而塑性显著提高;在 $200\text{ }^\circ\text{C}$ 条件下,合金获得较优的强塑匹配,其抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 219.8 MPa 、 200.2 MPa 和 23.8% 。

(3) 合金在室温至 $300\text{ }^\circ\text{C}$ 范围内的力学性能演

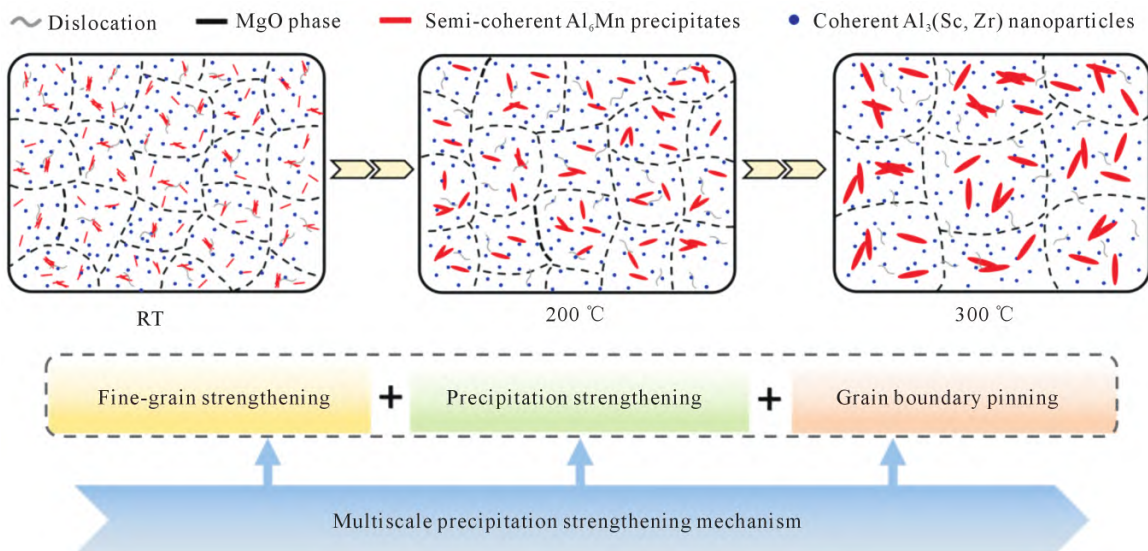


图 13 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 合金在不同温度下的强化机制模型

Fig.13 Schematic illustration of the strengthening mechanism in the Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy at different temperatures

变主要受多尺度析出相热稳定性差异与晶界界面结构协同作用控制。其中, Al_6Mn 相在高温条件下发生明显粗化, 导致析出强化效应减弱; 而纳米级 $Al_3(Sc, Zr)$ 析出相由于具有 $L1_2$ 有序结构并与 $\alpha-Al$ 基体保持共格界面, 在中温条件下仍具有较高热稳定性并持续提供强化作用。晶界处 MgO 颗粒则通过影响晶界行为对组织稳定性产生一定影响。

参考文献:

- [1] MILLER W S, ZHUANG L, BOTTEMA J, WITTEBROOD A J, DE SMET P, HASZLER A, VIEREGGE A. Recent development in aluminium alloys for the automotive industry [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, 280(1): 37-49.
- [2] RAABE D, PONGE D, UGGOWITZER P J, ROSCHER M, PAOLANTONIO M, LIU C L, ANTREKOWITSCH H, KOZESCHNIK E, SEIDMANN D, GAULT B, DE GEUSER F, DESCHAMPS A, HUTCHINSON C, LIU C H, LI Z M, PRANGNELL P, ROBSON J, SHANTHRAJ P, VAKILI S, SINCLAIR C, BOURGEOIS L, POGATSCHER S. Making sustainable aluminum by recycling scrap: The science of “dirty” alloys[J]. *Progress in Materials Science*, 2022, 128: 100947.
- [3] 顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 张晗, 席丽霞. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. *中国激光*, 2020, 47(5): 32-55.
GU D D, ZHANG H M, CHEN H Y, ZHANG H, XI L X. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(5): 32-55.
- [4] WANG Y T, XIA X Z, LI R D, WANG T, YUAN T C. A review of additive manufacturing heat-resistant aluminum alloys: Materials, properties and strengthening strategies at high temperature[J]. *International Materials Reviews*, 2025, 70(8): 648-709.
- [5] 邓运来, 张新明. 铝及铝合金材料进展[J]. *中国有色金属学报*, 2019, 29(9): 2115-2141.
DENG Y L, ZHANG X M. Development of aluminum and aluminum alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2019, 29(9): 2115-2141.
- [6] SU X, QI Z X. Thermal stabilization strategies for strengthening phases in heat-resistant aluminum alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1039: 183197.
- [7] ZHANG D, ZHANG Z, PAN Y L, JIANG Y B, ZHUANG L Z, ZHANG J S, ZHANG X F. Current-driving intergranular corrosion performance regeneration below the precipitates solvus temperature in Al-Mg alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 53: 132-139.
- [8] SCUDINO S, SAKALIYSKA M, SURREDDI K B, ECKERT J. Mechanical alloying and milling of Al-Mg alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 483(1): 2-7.
- [9] JIANG J Y, JIANG F, ZHANG M H. Dynamic recrystallization and precipitation in an Al-Mg-Sc alloy: Effect of strain rate[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 19: 1444-1456.
- [10] LI Z, ZHANG Z, CHEN X G. Improvement in the mechanical properties and creep resistance of Al-Mn-Mg 3004 alloy with Sc and Zr addition[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 729: 196-207.
- [11] JIANG J Y, JIANG F, ZHANG M H, TANG Z Q, TONG M M. Effect of continuity of annealing time on the recrystallization behavior of Al-Mg-Mn-Sc-Zr alloy [J]. *Materials Letters*, 2020, 275: 128208.
- [12] SUN Q, WANG H J, YU S, MA H J, ZHENG J, HU Z L. Effect of sc on the recrystallization behavior and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloys under isothermal multidirectional compression[J]. *Materials Today Communications*, 2024, 39: 108986.
- [13] 金会心, 蒋佳君, 黄润, 王眉龙, 李祥宾. 铝合金中 Sc 微合金化的作用机制与性能提升研究进展[J]. *贵州大学学报(自然科学版)*, 2026, 43(2): 50-65.
JIN H X, JIANG J J, HUANG R, WANG M L, LI X B. Research progress on the mechanism and performance enhancement of Sc microalloying in aluminum alloy[J]. *Journal of Guizhou University (Natural Sciences)*, 2026, 43(2): 50-65.
- [14] MARQUIS E A, SEIDMAN D N. Coarsening kinetics of nanoscale Al_3Sc precipitates in an Al-Mg-Sc alloy [J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(15): 4259-4268.
- [15] MARQUIS E A, SEIDMAN D N. Nanoscale structural evolution of Al_3Sc precipitates in Al(Sc) alloys[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(11): 1909-1919.
- [16] FULLER C B, SEIDMAN D N, DUNAND D C. Mechanical properties of Al(Sc, Zr) alloys at ambient and elevated temperatures[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(16): 4803-4814.
- [17] FULLER C B, MURRAY J L, SEIDMAN D N. Temporal evolution of the nanostructure of Al(Sc, Zr) alloys: Part I-chemical compositions of $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$ precipitates[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(20): 5401-5413.
- [18] TONG M M, JIANG F, WANG H L, JIANG J Y, WU M J, TANG Z Q. The evolutions of flow stress and microstructure of Al-Mg-Mn-Sc-Zr alloy at elevated temperatures[J]. *Materials Characterization*, 2021, 182: 111560.
- [19] SUN Y Q, PAN Q L, LUO Y H, LIU S H, WANG W Y, YE J, SHI Y J, HUANG Z Q, XIANG S Q, LIU Y R. The effects of scandium heterogeneous distribution on the precipitation behavior of $Al_3(Sc, Zr)$ in aluminum alloys[J]. *Materials Characterization*, 2021, 174: 110971.
- [20] PENG Y Y, LI S, DENG Y, ZHOU H, XU G F, YIN Z M. Synergistic effects of Sc and Zr microalloying and heat treatment on mechanical properties and exfoliation corrosion behavior of Al-Mg-Mn alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 666: 61-71.
- [21] ALGENDY A Y, LIU K, ROMETSCH P, PARSON N, CHEN X G. Effects of AlMn dispersoids and $Al_3(Sc, Zr)$ precipitates on the microstructure and ambient/elevated-temperature mechanical properties of hot-rolled AA5083 alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 855: 143950.
- [22] REN Z H, ZHANG H, SHU X D, XU H J, CHEN S Y, DING Y Y, LIANG L W, QIU Z X, YANG Y, ZHENG Y J. Study on microstructure and high-temperature mechanical properties of Al-Mg-Sc-Zr alloy processed by LPBF[J]. *Metals*, 2024, 14(8): 890.
- [23] YANG C Y, WU S F, LI Z H, JIANG W T, MA C L, XIAO W L. Realizing superior high-temperature mechanical properties in Laser

- Powder Bed Fusion Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy via dual-nanoprecipitation strengthening [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, 922: 147660.
- [24] LIU S, WANG X D, SHI Y J, LI M J, PAN Q L. Fracture behaviors and microstructure evolution of an Al-Mg-Mn-Sc-Zr alloy at elevated and cryogenic temperature [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 913: 147028.
- [25] LIU H Y, ZHANG H, MENG X J, WANG Q W, ZOU Y C, DENG H, YIN H, WU X H, CAO S, HU Q D. Extraordinary tensile strength in laser powder bed fusion manufactured Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy with stable Al₃Sc nano-precipitates at high temperatures [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1016: 178991.
- [26] BISHOP D P, CALEY W F, KIPOUROS G J, HEXEMER R L, DONALDSON I W. Powder metallurgy processing of 2xxx and 7xxx series aluminium alloys [J]. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 2011, 50(3): 246-252.
- [27] CHANG K C, MIU C F, HUNG F Y. Enhanced microstructure, mechanical properties, and thermal stability of powder metallurgy Al-Ni-Cu-Fe alloy through thermomechanical processing and recrystallization [J]. *Materials Today Advances*, 2025, 26: 100581.
- [28] AKHTAR S, SAAD M, MISBAH M R, SATI M C. Recent advancements in powder metallurgy: A review [J]. *Materials Today: Proceedings*, 2018, 5(9): 18649-18655.
- [29] WAŚSIK A, LESZCZYŃSKA-MADEJ B, MADEJ M. Enhanced wear resistance in Al-Cu-SiC composites through extrusion-assisted powder metallurgy [J]. *Manufacturing Letters*, 2026, 47: 25-31.
- [30] HAN W H, CHEN C G, LI P, LI Y, SU G P, SUN C F, YANG F, VOLINSKY A A, GUO Z M. The conjoint influence of oxygen and hot extrusion on microstructure and mechanical properties of a powder metallurgy processed aluminum alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 861: 144317.
- [31] WU L, YU Z J, LIU C, MA Y Z, HUANG Y F, WANG T, YANG L, YAN H Y, LIU W S. Microstructure and tensile properties of aluminum powder metallurgy alloy prepared by a novel low-pressure sintering [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 14: 1419-1429.

(责任编辑:宫文婧)